

André Luís Cerávolo de Carvalho

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO CÍCLICO DO
POLIETILENO DE ULTRA-ALTO PESO MOLECULAR**

Dissertação submetida ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica da Universidade Federal de
Santa Catarina para a obtenção do Grau
de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Edison da Rosa, Dr.
Eng.

Coorientador: Prof. Carlos Rodrigo de
Mello Roesler, Dr. Eng.

Florianópolis
2016

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Carvalho, André Luís Cerávolto de
Avaliação do comportamento cíclico do polietileno de
ultra-alto peso molecular / André Luís Cerávolto de Carvalho
; orientador, Edison da Rosa ; coorientador, Carlos
Rodrigo de Mello Roesler. - Florianópolis, SC, 2016.
168 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica.

Inclui referências

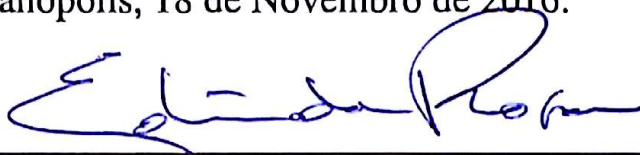
1. Engenharia Mecânica. 2. Polietileno de ultra-alto
peso molecular. 3. Fluência cíclica. 4. Fadiga. I. Rosa,
Edison da. II. Roesler, Carlos Rodrigo de Mello. III.
Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós
Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

André Luís Cerávolo de Carvalho

AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO CÍCLICO DO POLIETILENO DE ULTRA-ALTO PESO MOLECULAR

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de “Mestre em Engenharia Mecânica” e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

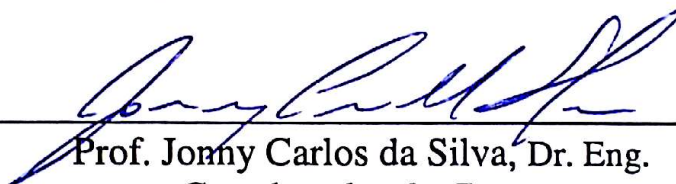
Florianópolis, 18 de Novembro de 2016.



Prof. Edison da Rosa, Dr. Eng. – Orientador



Prof. Carlos Rodrigo de Mello Roesler, Dr. Eng. – Coorientador



Prof. Jonny Carlos da Silva, Dr. Eng.
Coordenador do Curso

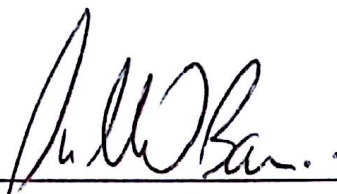
Banca Examinadora:



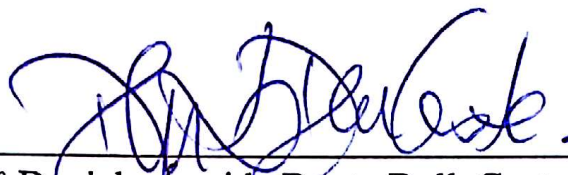
Prof. Edison da Rosa, Dr. Eng. – Presidente
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof. Eduardo Alberto Fancello, D. Sc.
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof. Guilherme Mariz de Oliveira Barra, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof.ª Daniela Aguida-Bento DallaCosta, Dra. Eng.
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina

Este trabalho é dedicado à minha
família, aos meus pais, aos meus
amigos e colegas.

AGRADECIMENTOS

Ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina pela oportunidade.

À CAPES pelo apoio financeiro.

À minha família por toda motivação, apoio e compreensão durante esta caminhada.

Aos meus pais, Clévis Luiz Silva e Flávia Cerávolo Silva, por todo amor, incentivo, apoio e dedicação.

Aos meus tios, Renato Carvalho e Marivone Steinbach Carvalho, por todo apoio e suporte.

Aos meus orientadores Edison da Rosa e Carlos Rodrigo de Mello Roesler pela confiança, auxílio e paciência.

Ao LEBm pela estrutura e suporte oferecidos.

À MDT Implantes pelo material fornecido.

Aos meus colegas de laboratório Arthur Santos, França Horn, Henrique Schappo, Otávio Maionese e Vinícius Oliveira, por toda a ajuda.

Aos meus amigos Armin Sonnenhohl, Luiz Pinagé, Rogério Lambert, Luís Fernando Nicolini, Laércio Meneses, Misael Dalbosco, Marx Ribeiro, Wagner Medeiros e Kevin Ribeiro por todo o auxílio e incentivo na conclusão deste trabalho.

Aos Professores André Luís Christoforo e Márcio Eduardo Silveira pelo incentivo, confiança e amizade.

À Altair Brasil pela Licença e suporte dos softwares HyperWorks.

À ESTECO pela Licença e à ESSS pelo Suporte do software modeFRONTIER.

A todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho.

A persistência é o caminho do êxito.
(Charles Chaplin)

RESUMO

Materiais poliméricos têm se destacado de maneira crescente na fabricação de componentes estruturais de alto desempenho. Particular ênfase tem sido dada à fabricação de próteses e implantes cirúrgicos pela indústria médica. Analisando a função mecânica desempenhada por esses materiais atualmente, faz-se necessária uma investigação mais detalhada sobre seu comportamento mecânico, tendo em vista que a falha destes componentes é extremamente indesejável, influenciando diretamente possíveis complicações na saúde de pacientes. O polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE) é, de maneira consolidada, um dos materiais mais utilizados na fabricação de implantes médicos. Apesar de sua larga utilização, o comportamento mecânico e os parâmetros associados deste polímero são de difícil acesso na literatura, por se tratar de um assunto relativamente recente. A influência de parâmetros como níveis de carregamento, temperatura, frequência e taxas de deformação no comportamento mecânico do UHMWPE tornam a avaliação deste material complexa, exigindo a obtenção de dados por meio de diferentes configurações de ensaios. O presente trabalho tem como objetivo investigar a influência dos níveis de carregamento, frequência de excitação, temperatura e taxa de deformação na resposta mecânica do UHMWPE, bem como o desenvolvimento de uma metodologia para caracterização do mesmo. Para tanto, foram realizados ensaios monotônicos de tração e ensaios cíclicos em diferentes taxas de deformação e diferentes temperaturas. Os resultados mostraram uma grande dependência do comportamento mecânico do UHMWPE em relação, principalmente, à taxa de deformação e à temperatura em que o ensaio é realizado para ambos os ensaios. O fenômeno de fluência cíclica, oriundo dos ensaios cíclicos, foi observado em todas as condições de ensaio realizadas. Este fenômeno apresentou uma forte dependência em relação aos níveis de carga em que os ensaios foram realizados.

Palavras-chave: Polietileno de ultra-alto peso molecular, Fluência cíclica, Fadiga.

ABSTRACT

Polymeric materials have been increasingly prominent in the manufacture of high performance structural components. Particular emphasis has been placed on the manufacture of prostheses and surgical implants by the medical industry. By analyzing the mechanical function performed by these materials today, a more detailed investigation of their mechanical behavior is necessary, since the failure of these components is extremely undesirable, directly influencing possible complications in the health of patients. Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) is one of the most widely used materials in the manufacture of medical implants. Despite its wide use, the mechanical behavior and the associated parameters of this polymer are difficult to access in the literature, being a relatively recent subject. The influence of parameters such as loading levels, temperature, frequency and strain rates on the mechanical behavior of the UHMWPE makes the evaluation of this material complex, requiring data collection through different test configurations. The present work aims to investigate the influence of loading levels, excitation frequency, temperature and strain rate on the mechanical response of UHMWPE, as well as the development of a methodology to characterize it. For this purpose, monotonic traction tests and cyclic tests were carried out at different deformation rates and at different temperatures. The results showed a great dependence of the mechanical behavior of the UHMWPE mainly in relation to the deformation rate and to the temperature at which the test is performed for both tests. The cyclic creep phenomenon, from the cyclic tests, were observed in all test conditions. This phenomenon showed a strong dependence on the load levels at which the tests were performed.

Keywords: Ultra High Molecular Weight Polyethylene, Ratchetting, Fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Componentes fraturados de prótese de joelho à esquerda e de quadril à direita (ANSARI <i>et al.</i> , 2016).	26
Figura 2.1 – Representação dos tipos de estruturas moleculares, onde os círculos são as unidades de repetição. (Adaptado de CALLISTER JR., 2012).	29
Figura 2.2 – Representação de um material semicristalino. (MEDEIROS JR., 2016).	31
Figura 2.3 – 3 Classes de corpos de prova: (a) suave ou sem entalhe, (b) entalhado, e (c) pré-trincada. (DOWNLING, 2013).	33
Figura 2.4 – Tipos de corpos de prova para ensaios em fadiga (ROSA, 2002).	34
Figura 2.5 – Parâmetros típicos de carregamentos cíclicos (DOWLING, 2013).	35
Figura 2.6 – Curva de Whöler. (Adaptada de ROSA, 2002).	37
Figura 2.7 – Curvas de Wöhler – (A) Material que apresenta limite de resistência à fadiga, (B) Material que não apresenta limite de resistência à fadiga. (PADILHA, 2000).	37
Figura 2.8 – Tipos de curva de função $\sigma A = fN$. (Elaborada pelo autor).	38
Figura 2.9 – Curva tensão deformação de engenharia e geometria de deformação típica de alguns termoplásticos (Adaptado de DOWLING, 2013).	39
Figura 2.10 – Barra <i>dogbone</i> para ensaio em fadiga (Adaptado de MARK, 2004).	40
Figura 2.11 – Curva típica de fadiga para o UHMWPE GUR 1050 (Adaptado de MEDEL e FURMANSKI, 2009).	40
Figura 2.12 – Falha típica por fadiga (esquerda) e falha por amolecimento cíclico (direita) no polimetil-metacrilato (Adaptado de CONSTABLE <i>et al.</i> (1970)).	42
Figura 2.13 – Representação esquemática da variação típica da amplitude de tensão pelo número de ciclos até a falha para materiais poliméricos (SURESH, 1998).	43
Figura 2.14 – Comportamento sob carregamento cíclico: (A) elástico; (B) acomodação elástica ou <i>elastic shakedown</i> ; (C) plasticidade alternada ou <i>plastic shakedown</i> ; (D) fluência cíclica ou <i>ratchetting</i> . (Adaptado de FOUVRY, 2001).	46
Figura 2.15 – Curvas S-N UHMWPE GUR 415 esterilizado e não esterilizado obtidas por Sauer <i>et al.</i> (1996) (Adaptado de SAUER, 1996).	49
Figura 2.16 – Geometria do corpo de prova para o ensaio fadiga de Wang <i>et al.</i> (2000) (Adaptado de WANG <i>et al.</i> , 2000).	50
Figura 2.17 – Curva tensão-deformação para cada nível de peso molecular de Wang <i>et al.</i> (2000) (Adaptado de WANG <i>et al.</i> , 2000).	51
Figura 2.18 – Relação entre tensão máxima e número de ciclos para falha de Wang <i>et al.</i> (2000) (Adaptado de WANG <i>et al.</i> , 2000).	51
Figura 2.19 – Efeito da frequência na curva S-N com uma razão de tensão $R=0,1$ de Wang <i>et al.</i> (2000) Adaptado de WANG <i>et al.</i> , 2000).	52

Figura 2.20 – Efeito da amplitude de tensão na curva S-N de Wang <i>et al.</i> (2000) Adaptado de WANG <i>et al.</i> , 2000).	53
Figura 2.21 – Ensaio de compressão UHMWPE – Segunda série de dados de Kurtz <i>et al.</i> , 2002 (Adaptado de KURTZ <i>et al.</i> , 2002).	54
Figura 2.22 – Resultados da terceira série de ensaios de Kurtz <i>et al.</i> (2002), (A) Módulo de elasticidade em função da temperatura (°C) e (B) Tensão de escoamento em função da temperatura (°C). (Adaptado de KURTZ <i>et al.</i> , 2002).	54
Figura 2.23 – Resultados da terceira série de ensaios de Kurtz <i>et al.</i> (2002), (A) Módulo de elasticidade em função da taxa de deformação e (B) Tensão de escoamento em função da taxa de deformação (Adaptado de KURTZ <i>et al.</i> , 2002).	55
Figura 2.24 – Representação esquemática da preparação de amostras e do ensaio realizado. (EDIDIN, 2009, p. 486).	56
Figura 2.25 – Resultados do Ensaio Monotônico de Villarraga <i>et al.</i> (2004) (Adaptado de VILLARRAGA <i>et al.</i> , 2004).	57
Figura 2.26 – Curvas S-N de Villarraga <i>et al.</i> (2004) (Adaptado de VILLARRAGA <i>et al.</i> , 2004).	57
Figura 2.27 – Curvas S-N apresentadas por Medel <i>et al.</i> (2007) (Adaptado de MEDEL <i>et al.</i> , 2007).	62
Figura 2.28 – Ensaio de tração uniaxial do UHMWPE realizado a seco à esquerda e imerso em solução salina à direita (Adaptado de CROOP e LOBO, 2010).	64
Figura 2.29 – Ensaio de tração do UHMWPE realizado em temperatura fixa de 37°C e diferentes meios (Adaptado de CROOP e LOBO, 2010).	64
Figura 2.30 – Resultados obtidos por Sobieraj <i>et al.</i> (2013) para ensaios monotônicos (Adaptado de Sobieraj <i>et al.</i> , 2013).	66
Figura 2.31 – Diagramas S-N de Sobieraj <i>et al.</i> (2013). À esquerda UHMWPE convencional e à direita UHMWPE altamente reticulado refundido. Ambos com concentrador de tensões moderado (Adaptado de Sobieraj <i>et al.</i> , 2013).	68
Figura 2.32 – Constantes da relação de Basquin através da estimativa da máxima verossimilhança (Adaptado de Sobieraj <i>et al.</i> , 2013).	68
Figura 2.33 – Curvas tensão-deformação reais para o ensaio de tração nas três velocidades de carregamento monotônico apresentadas por SONNENHOHL (2015) (Adaptado de SONNENHOHL, 2015).	69
Figura 2.34 – Curvas tensão-deformação reais para o ensaio de tração nas três velocidades de carregamento cíclico apresentadas por SONNENHOHL (2015) (Adaptado de SONNENHOHL, 2015).	70
Figura 2.35 – Curvas tensão-deformação reais à 150mm/min apresentadas por Ansari <i>et al.</i> (2016) (Adaptado de ANSARI <i>et al.</i> , 2016).	71
Figura 2.36 – Exemplo de um carregamento, por controle de carga, com retenção ou <i>hold-time</i> no pico de tensões. (Elaborado pelo autor)	74
Figura 2.37 – Efeito de <i>ratchetting</i> devido à tensão residual obtido por Hassan <i>et al.</i> (2011) (HASSAN <i>et al.</i> , 2011).	75

Figura 2.38 – Ensaios realizados por Chen <i>et al.</i> (2015) com diferentes taxas de deformação. (Adaptado de CHEN <i>et al.</i> , 2015).....	78
Figura 2.39 – Teste cíclico uniaxial controlado por tensão de Chen <i>et al.</i> (2015). (Adaptado de CHEN <i>et al.</i> , 2015).....	78
Figura 2.40 – Exemplo de um carregamento, por controle de carga, com retenção ou <i>hold-time</i> no pico e no vale de tensões (Elaborado pelo autor).	80
Figura 2.41 – Resultados dos ensaios de tração monotônicos em diferentes temperaturas de Chen <i>et al.</i> (2016) (Adaptado de CHEN <i>et al.</i> , 2016).....	81
Figura 2.42 – <i>Ratchetting</i> apresentado por Chen <i>et al.</i> (2016). (Adaptado de CHEN <i>et al.</i> , 2016)	82
Figura 2.43 – Deformação de <i>Ratchetting</i> (à esquerda) e taxa de deformação residual recuperável (à direita) obtidas por Chen <i>et al.</i> (2016). (Adaptado de CHEN <i>et al.</i> , 2016)	82
Figura 3.1 – Corpo de prova cilíndrico.	86
Figura 3.2 – Defeitos de usinagem dos corpos de prova de UHMWPE.	86
Figura 3.3 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova da norma ISO 37.....	86
Figura 3.4 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova da norma ASTM D638.	87
Figura 3.5 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova #1.	87
Figura 3.6 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova #2.	87
Figura 3.7 – Avaliação numérica das tensões nos corpos de prova - #1, #2, ASTM D638 e ISO37 da esquerda para a direita.....	88
Figura 3.8 – Avaliação das tensões obtidas na região de transição de geometria (à esquerda) e da região central do corpo de prova (à direita).	88
Figura 3.9 – Corpo de prova otimizado à esquerda e esquema de extração da barra à direita.	89
Figura 3.10 – Avaliação do corpo de prova otimizado.	90
Figura 3.11 – Comparação do volume total dos corpos de prova.	90
Figura 3.12 – Comparação da primeira tensão principal durante o ensaio de tração.	91
Figura 3.13 – Comparação da terceira tensão principal durante o ensaio de compressão.	91
Figura 3.14 – Inspeção visual realizada com o estereoscópio.....	92
Figura 3.15 – Simulação da deformação plástica durante o corte, geometria do dispositivo de corte da Norma ISO 37 (esquerda) e desenvolvida pelo autor (direita).	93
Figura 3.16 – Geometrias da Norma ISO 37 (esquerda) e desenvolvida pelo autor (direita).	94
Figura 3.17 – Dispositivo de fixação. À esquerda dispositivo de Dao e Dicken (DAO e DICKEN, 1987) e à direita dispositivo fabricado.	95
Figura 3.18 – Gabarito de fixação das garras de ensaio vista isométrica.	95
Figura 3.19 – Gabarito de fixação das garras de ensaio vista lateral.	96
Figura 3.20 – Vistas da câmara de temperatura controlada utilizada nos ensaios.	97

Figura 3.21 – Velocidades e taxas de deformação obtidas pela curva de deslocamento em um determinado intervalo de dados ($R = 1/7$ ensaios #3).	98
Figura 3.22 – Configuração do ensaio cíclico.	99
Figura 3.23 – Dispositivo de alinhamento de eixo.	101
Figura 3.24 – Dimensões do transdutor de deslocamento (ROSA e ROESLER, 2012).....	102
Figura 3.25 – Disposição dos extensômetros para uma viga em flexão e representação da ponte de completa utilizada. (ROSA e ROESLER, 2012). ...	102
Figura 3.26 – Curva de calibração do <i>clipgage</i> a 37°C.	103
Figura 3.27 – Posicionamento do <i>clipgage</i> na amostra.	103
Figura 4.1 – Ensaios monotônicos.....	106
Figura 4.2 – Ensaios monotônicos, região ampliada da Figura 4.1.	106
Figura 4.3 – Curva tempo-deformação ($R = 1/6$ ensaios #1).....	107
Figura 4.4 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/6$ ensaios #1).	108
Figura 4.5 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #1).....	108
Figura 4.6 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/7$ ensaios #1).	109
Figura 4.7 – Curva tempo-deformação ($R = 1/8$ ensaios #1).....	109
Figura 4.8 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/8$ ensaios #1).	110
Figura 4.9 – Curva tempo-deformação ($R = 1/9$ ensaios #1).....	110
Figura 4.10 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/9$ ensaios #1).	111
Figura 4.11 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.9 ($R = 1/9$ ensaios #1).....	111
Figura 4.12 – Deformações médias para o primeiro <i>set</i> de ensaios.	112
Figura 4.13 – Comparação entre as variações de amplitude de tensão aplicada com σ_{\min} constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.4, 4.6, 4.8 e 4.10.....	113
Figura 4.14 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #1).	114
Figura 4.15 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #2).....	115
Figura 4.16 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/7$ ensaios #2).	115
Figura 4.17 – Curva tempo-deformação ($R = 1/4$ ensaios #2).....	116
Figura 4.18 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/4$ ensaios #2).	116
Figura 4.19 – Curva tempo-deformação ($R = 1/3$ ensaios #2).....	117
Figura 4.20 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/3$ ensaios #2).	117
Figura 4.21 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.19 ($R = 1/3$ ensaios #2).....	118
Figura 4.22 – Deformações médias para o segundo <i>set</i> de ensaios.....	118
Figura 4.23 – Comparação entre as variações d de tensão média (σ_m) com $\Delta\sigma$ constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.16, 4.18 e 4.20.	119

Figura 4.24 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #2).	120
Figura 4.25 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7 - 5$ Hz ensaios #3).	121
Figura 4.26 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/7 - 5$ Hz ensaios #3).	121
Figura 4.27 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7 - 4$ Hz ensaios #3).	122
Figura 4.28 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/7 - 4$ Hz ensaios #3).	122
Figura 4.29 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7 - 3$ Hz ensaios #3).	123
Figura 4.30 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/7 - 3$ Hz ensaios #3).	123
Figura 4.31 – Deformações médias para o terceiro <i>set</i> de ensaios.	124
Figura 4.32 – Comparação entre as variações de frequência com $R = 1/7$ constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.26, 4.28 e 4.30.	125
Figura 4.33 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #3).	126
Figura 4.34 – Curva tempo-deformação ($R = 1/9 - 5$ Hz ensaios #4).	127
Figura 4.35 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/9 - 5$ Hz ensaios #4).	127
Figura 4.36 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.34 ($R = 1/9$ ensaios #4).	128
Figura 4.37 – Curva tempo-deformação ($R = 2/9 - 5$ Hz ensaios #4).	128
Figura 4.38 – <i>Ratchetting</i> ($R = 2/9 - 5$ Hz ensaios #4).	129
Figura 4.39 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.37 ($R = 2/9$ ensaios #4).	129
Figura 4.40 – Curva tempo-deformação ($R = 1/3 - 5$ Hz ensaios #4).	130
Figura 4.41 – <i>Ratchetting</i> ($R = 1/3 - 5$ Hz ensaios #4).	130
Figura 4.42 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.40 ($R = 1/3$ ensaios #4).	131
Figura 4.43 – Deformações médias para o quarto <i>set</i> de ensaios.	131
Figura 4.44 – Comparação entre as variações de tensão mínima aplicada com $\sigma_{\text{máx}}$ constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.35, 4.38 e 4.41.	132
Figura 4.45 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #4).	133
Figura 4.46 – Curva S-N para critério de falha alternativo (12% de deformação).	137
Figura 4.47 – Curva dos coeficientes para o conjunto #1 de ensaios.	138
Figura 4.48 – Curva dos coeficientes para o conjunto #2 de ensaios.	138
Figura 4.49 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #2).	139

Figura 4.50 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #1) equivalente à $1,175 \times 10^6$ ciclos. 140

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Características da Amostra utilizadas por Wang <i>et al</i> (2000).	50
Tabela 2.2 – Resultados obtidos no estudo (adaptado de SIMIS <i>et al.</i> 2006)	59
Tabela 2.3 – Módulos de elasticidade de Medel <i>et al.</i> (2007).....	62
Tabela 2.4 – Propriedades do UHMWPE segundo Croop e Lobo (2010)	65
Tabela 2.5 – Propriedades para os três tipos de UHMWPE avaliados por Ansari <i>et al.</i> (2016).....	71
Tabela 3.1 – Propriedades do UHMWPE fornecidas pelo fabricante.	85
Tabela 3.2 – Velocidades e taxas obtidas pelos ensaios cíclicos.	98
Tabela 3.3 – <i>Sets</i> de ensaios cíclicos	100
Tabela 4.1 – Derivadas das funções de ajuste em $2,5 \times 10^4$ s.	140

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
HDPE	High Density Polyethylene
HMPE	High Modulus Polyethylene
HPPE	High Performance Polyethylene
ISO	International Organization for Standardization
LEBm	Laboratório de Engenharia BioMecânica
LDPE	Low Density Polyethylene
LLDPE	Linear Low Density Polyethylene
LVDT	Linear Variable Differential Transformer
PEAD	Polietileno de Alta Densidade
PEBD	Polietileno de Baixa Densidade
PELBD	Polietileno Linear de Baixa Densidade
PEUAPM	Polietileno de Ultra-Alto Peso Molecular
PEUBD	Polietileno de Ultra-Baixa Densidade
UHMWPE	Ultra High Molecular Weight Polyethylene
ULDPE	Ultra Low Density Polyethylene

LISTA DE SÍMBOLOS

Alfabeto latino:

A		Fator de simetria de ciclo
E	[Pa]	Módulo de elasticidade
R		Razão de tensões cíclicas
RRS		Deformação de <i>ratchetting</i> relativa
R _{rs}		Taxa de deformação residual recuperável
V		Fator de simetria de ciclo

Alfabeto grego:

ϵ		Deformação
ϵ_r		Deformação de <i>ratchetting</i>
ϵ_0		Deformação residual após descarregamento
ϵ_T		Deformação residual após tempo T
ϵ_{\min}		Deformação mínima
ϵ_{\max}		Deformação máxima
ϵ_{r1}		Deformação de <i>ratchetting</i> no 1º ciclo
ϵ_{rN}		Deformação de <i>ratchetting</i> no enésimo ciclo
σ	[MPa]	Tensão
$\Delta\sigma$	[MPa]	Faixa de variação de tensões
σ_a	[MPa]	Tensão alternante
σ_m	[MPa]	Tensão média
σ_{\min}	[MPa]	Tensão mínima no ciclo de carga
σ_{\max}	[MPa]	Tensão máxima no ciclo de carga
σ_N	[MPa]	Tensão de resistência à fadiga
σ_F	[MPa]	Tensão limite de fadiga
ΔK_{th}	[MPa \sqrt{m}]	Fator de intensidade de tensões limiar
ΔK	[MPa \sqrt{m}]	Variação do fator de intensidade de tensões

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	25
1.1	Motivação	26
1.2	Objetivos	27
1.3	Estrutura do trabalho.....	27
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
2.1	Polímeros	29
2.2	O UHMWPE.....	30
2.3	Ensaio Mecânicos	32
2.3.1	Ensaio monotônicos	32
2.3.2	Ensaio cíclicos	33
2.3.3	Ensaio de tração em polímeros	38
2.3.4	Ensaio cíclicos em polímeros	39
2.4	Modos de falha	44
2.5	Estado da arte de levantamento de curva S-N e ensaios monotônicos.....	47
2.5.1	Sauer <i>et al.</i> (1996).....	47
2.5.2	Wang <i>et al.</i> (2000)	50
2.5.3	Kurtz <i>et al.</i> (2002).....	53
2.5.4	Villarraga <i>et al.</i> (2004).....	55
2.5.5	Simis <i>et al.</i> (2006).....	58
2.5.6	Kultural e Eryurek (2007)	60
2.5.7	Medel <i>et al.</i> (2007).....	60
2.5.8	Medel e Furmanski (2009).....	63
2.5.9	Croop e Lobo (2010).....	63
2.5.10	Sobieraj <i>et al.</i> (2013).....	65
2.5.11	Sonnenhohl (2015).....	68
2.5.12	Ansari <i>et al.</i> (2016)	70
2.6	O fenômeno de <i>Ratchetting</i>.....	73
2.6.1	Liu <i>et al.</i> (2008)	73
2.6.2	Pan <i>et al.</i> (2010).....	73
2.6.3	Hassan <i>et al.</i> (2011)	74
2.6.4	Lu <i>et al.</i> (2014)	75
2.6.5	Xi <i>et al.</i> (2015).....	76
2.6.6	Chen <i>et al.</i> (2015)	77
2.6.7	Chen <i>et al.</i> (2016)	79
2.6.8	Miller <i>et al.</i> (2016).....	83
2.6.9	Lu <i>et al.</i> (2016)	84
3	MATERIAIS E MÉTODOS	85
3.1	Matéria-prima	85

3.2	Confecção dos corpos de prova	85
3.3	Dispositivos de fixação	94
3.4	Câmara de temperatura	96
3.5	Condicionamento das amostras	97
3.6	Ensaio monotônicos	97
3.7	Ensaio cíclicos	98
3.7.2	Dispositivo de alinhamento	101
3.7.3	Transdutor de deslocamento.....	101
3.8	Dados levantados	104
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	105
5	CONCLUSÕES	141
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	142
	REFERÊNCIAS	143
	APÊNDICE A	149
	APÊNDICE B	155
	APÊNDICE C	164

1 INTRODUÇÃO

Estudos experimentais preliminares ao projeto e construção de elementos estruturais ou mecânicos são procedimentos reconhecidos em engenharia. O conhecimento das propriedades mecânicas dos materiais, determinadas via testes, é indispensável para a manufatura de produtos e controle de qualidade.

Nos últimos anos tem-se dado ênfase ao desenvolvimento e concepção de componentes poliméricos de alto desempenho mecânico. Entre os materiais utilizados se destacam os polímeros termoplásticos, os quais possuem a capacidade de sofrer grandes deformações e elevada dissipação de energia antes da ruptura, sendo amplamente utilizados na indústria automobilística, de alimentos, construção civil e biomédica (CANEVAROLO, 2006).

Um material polimérico muito utilizado em diversas aplicações industriais e em especial na indústria ortopédica é o polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE - do inglês *ultra high molecular weight polyethylene*), devido às suas propriedades, como inércia química, lubricidade, resistência ao impacto, etc. (KURTZ, 2004; GENCUR *et al.* 2006, KURTZ, 2009).

Apesar de possuir um campo de aplicação amplo, dados e informações confiáveis sobre o comportamento mecânico de polímeros são pouco encontrados na literatura quando comparado com o volume de dados sobre materiais metálicos. Segundo Ratner (2004) os materiais utilizados em aplicações médicas evoluíram significativamente ao longo de décadas passadas, porém sua utilização já estava consolidada a partir do século XXI, sendo o assunto pouco explorado no meio acadêmico.

O UHMWPE consiste no material mais comumente utilizado na confecção de implantes ortopédicos, como próteses de substituição total de articulações de quadril e joelho, formando o par tribológico com metais e cerâmicas (MEDEIROS JR., 2016, POSPULA, 2004). O uso do UHMWPE na confecção destes dispositivos ortopédicos se dá devido a fatores históricos e econômicos e o torna objeto de estudo de diversos autores na busca de ampliação da vida útil de implantes.

Segundo Kurtz (2009) danos em componentes de UHMWPE têm sido, historicamente um dos fatores limitantes para a longevidade destes implantes ortopédicos.

1.1 Motivação

Mesmo com longo histórico de uso e registros, o UHMWPE é frequentemente apontado como o fator limitante na vida útil de próteses de articulação (ANSARI *et al.*, 2016). Apesar dos avanços tecnológicos, relatos de fadiga e fratura dos componentes de UHMWPE em próteses totais de quadril e joelho podem ser encontrados na literatura recente.

Como exemplo tem-se o estudo de Furmanski *et al.* (2011) em que 9 revestimentos acetabulares de próteses de quadril explantadas foram avaliados, sendo que em 6 casos foram encontradas trincas aparentes em superfícies próximas à entalhes. As trincas avaliadas foram consideradas precursoras de fratura catastrófica das próteses.

É importante se observar que os componentes protéticos são geralmente projetados e fabricados com chanfros e entalhes, especialmente nas áreas de fixação (próteses de quadril) e estabilidade cinemática (próteses de joelho). Ou seja, os entalhes são resultados de projeto e necessários para o bom funcionamento destes dispositivos.

A Figura 1.1 apresenta um componente de UHMWPE de prótese total de joelho e um de prótese total de quadril, fraturados em uma região de concentração de tensão.

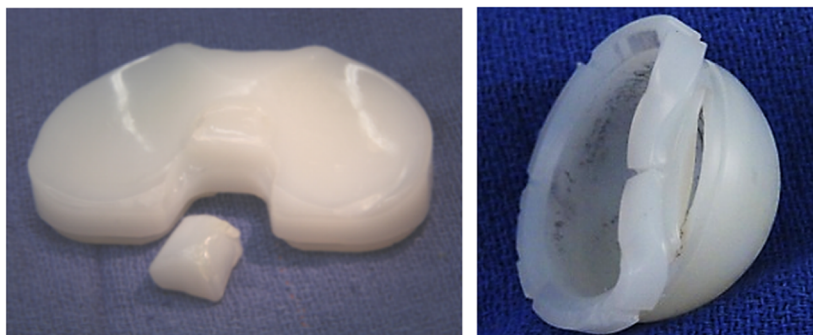


Figura 1.1 – Componentes fraturados de prótese de joelho à esquerda e de quadril à direita (ANSARI *et al.*, 2016).

Sendo assim, devido à importância do UHMWPE na confecção de implantes e dispositivos médicos, é imprescindível que se conheça suas propriedades e comportamento mecânicos, em condições próximas às de uso (intracorpóreo).

Os valores de parâmetros materiais podem fornecer subsídios para modelos constitutivos utilizados no projeto e análise de novos componentes cuja matéria prima é o UHMWPE.

1.2 Objetivos

O presente trabalho tem como objetivo avaliar o comportamento do Polietileno de Ultra-Alto Peso Molecular em ensaios monotônicos em diferentes taxas de deformação nas temperaturas de 23°C e 37°C, para obtenção de curvas tensão-deformação e a determinação dos parâmetros associados, bem como desenvolver uma metodologia para a caracterização do comportamento mecânico de polímeros termoplásticos. Além disso, tem-se como meta a obtenção do comportamento cíclico uniaxial deste polímero sob diferentes níveis de carregamento flutuantes com valores positivos de razão de tensões (R), também em temperatura controlada de 37°C, nas frequências 3, 4 e 5 Hz.

1.3 Estrutura do trabalho

A presente dissertação está dividida em 6 capítulos.

O capítulo 1 trata da introdução, exibindo a motivação, os objetivos e a estruturação do trabalho.

No capítulo 2 se faz uma breve revisão bibliográfica de polímeros, do polietileno de Ultra-Alto Peso Molecular (UHMWPE), propriamente dito e de conceitos básicos de ensaios mecânicos. Além disso, uma lista com resumos de trabalhos recentes sobre fadiga e fluência cíclica no UHMWPE é apresentada, para contextualização da presente pesquisa no cenário científico/tecnológico.

A metodologia, bem como os materiais utilizados e dispositivos construídos, estão contemplados no capítulo 3.

O capítulo 4 traz os resultados dos ensaios experimentais e as discussões realizadas no trabalho.

As conclusões são apresentadas no capítulo 5.

Por fim, sugestões para trabalhos futuros são apresentadas no capítulo 6.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Polímeros

Os polímeros são tipicamente compostos orgânicos, que quando fornecido calor, e/ou pressão e/ou catalisadores formam moléculas de longas cadeias por um processo de ligação de um grande número de blocos construtivos gerados a partir dos monômeros, chamada de polimerização (ROSA, 2004; CALLISTER JR., 2012).

Situações que ocorrem com frequência durante a polimerização são derivações na cadeia molecular, levando a uma maior complexidade na geometria da molécula (ROSA, 2004). Segundo Callister Jr. (2012), os polímeros são classificados conforme sua estrutura molecular, a qual pode ser linear, ramificada, com ligações cruzadas e em rede tridimensional (reticulada) como ilustra a Figura 2.1.

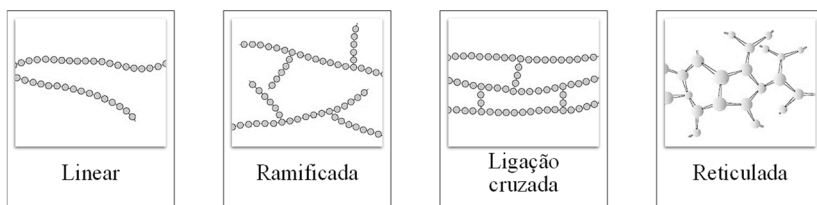


Figura 2.1 – Representação dos tipos de estruturas moleculares, onde os círculos são as unidades de repetição. (Adaptado de CALLISTER JR., 2012).

Quanto à estrutura molecular o polímero, pode ser classificado segundo o arranjo, o formato, o tamanho das moléculas e o efeito do cristal no seu estado sólido. O arranjo se dá nas regiões ordenadas e desordenadas, i.e. cristalina (onde as moléculas estão arranjadas no espaço exibindo regularidade e repetitividade) e amorfa (que apresenta completa desordem na disposição molecular). Na prática não existem polímeros 100% cristalinos, sendo que a combinação de moléculas orientadas desordenadamente e moléculas orientadas segundo um padrão é característica dos polímeros ditos semicristalinos. Portanto, existem polímeros amorfos ou semicristalinos (CANEVAROLO, 2006).

Os materiais poliméricos podem ainda ser classificados como termoplásticos e termorrígidos, dependendo do seu comportamento após a fabricação (SAUER, 1980). Os termoplásticos permitem, após ter atingido o estado sólido, serem novamente amolecidos e eventualmente

reprocessados por meio de um aquecimento controlado. Já no caso dos termorrígidos, ou termofixos, após atingir o estado sólido estes não podem mais retornar a um estado líquido ou viscoso. Tal fenômeno ocorre devido à natureza das cadeias do polímero, visto que durante a fabricação do produto uma reação química após a polimerização acontece. Isto faz com que as cadeias moleculares do polímero se entrelacem, criando ligações entre si que sendo estáveis termicamente, não dão mobilidade às cadeias (ROSA, 2004).

2.2 O UHMWPE

Existem diferentes tipos de Polietileno sendo classificados principalmente em relação à configuração das cadeias e à densidade (PEACOCK, 2000). Segundo Coutinho (2003), dependendo das condições reacionais e do sistema catalítico empregado na polimerização podem ser produzidos cinco tipos diferentes de polietileno:

- (a) Polietileno de Baixa Densidade (PEBD ou LDPE).
- (b) Polietileno de Alta Densidade (PEAD ou HDPE)
- (c) Polietileno Linear de Baixa Densidade (PELBD ou LLDPE)
- (d) Polietileno de Ultra-Alto Peso Molecular (PEUAPM ou UHMWPE)
- (e) Polietileno de Ultra-Baixa Densidade (PEUBD ou ULDPE).

Cada um desses tipos apresenta características específicas como flexibilidade, morfologia, transparência, resistência ao impacto, desgaste, entre outras (PEACOCK, 2000; RUBIN, 1990).

O UHMWPE, também conhecido como polietileno de elevado módulo (HMPE) ou polietileno de alta performance (HPPE), é um termoplástico semicristalino que tem cadeias extremamente longas (CALLISTER JR., 2012). Em comparação com outros tipos de polímero da mesma família, enquanto o UHMWPE possui um peso molecular de 6.000.000 g/mol o HDPE, possui apenas 50.000g/mol (KURTZ, 2004). Tal propriedade resulta em um material muito duro e com grande resistência ao impacto.

O UHMWPE é empregado em diversas aplicações industriais desde que a temperatura de trabalho não exceda 80 °C. As características de resistência à abrasão, ao impacto, a produtos químicos, baixo coeficiente de atrito e biocompatibilidade fazem do UHMWPE um material muito utilizado para diversas aplicações na área de mineração, indústrias químicas, alimentícia, têxtil e principalmente biomédica (FERREIRA, 2007).

As moléculas de UHMWPE são formadas por numerosas repetições de monômeros de etileno (C_2H_4), sendo que a fórmula química genérica para o polietileno é $-(C_2H_4)_n-$, onde n é o grau de polimerização.

O UHMWPE é classificado, segundo sua estrutura molecular, como semicristalino e segundo seu comportamento mecânico como um termoplástico.

Utilizando o modelo das cadeias dobradas como modelo descritivo da morfologia do UHMWPE, tem-se a cristalização a partir de uma massa fundida, formando estruturas esferulíticas, que consistem em um agregado de cristalitos com cadeias dobradas (plaquetas finas, de formato regular e espessura de 10 nm a 20 nm, com comprimentos em torno de 10 μm) se estendendo para fora a partir de um único sítio de nucleação localizado no seu centro. Os esferulitos são considerados o análogo polimérico dos grãos dos metais e cerâmicos policristalinos (CALLISTER JR., 2012). Uma ilustração esquemática da microestrutura do polietileno é apresentada na Figura 2.2.

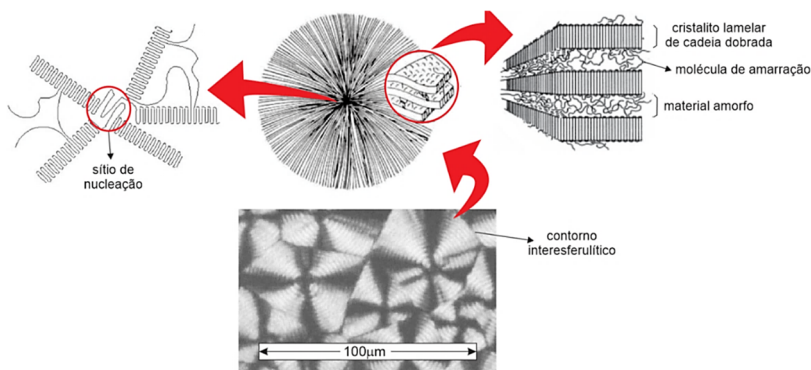


Figura 2.2 – Representação de um material semicristalino. (MEDEIROS JR., 2016).

Com relação à normatização, a fabricação do UHMWPE para implantes segue os padrões da ISO 5834-1 ou da ASTM F648 (KURTZ, 2004).

Segundo Rimnac e Kurtz (2005) as formulações de UHMWPE utilizadas em aplicações ortopédicas utilizam tipicamente valores entre 2 e 6 milhões g/mol com um grau de polimerização entre 71.000 e 214.000. As propriedades físicas e mecânicas tipicamente são dadas nas faixas de: densidade de 0,932 – 0,945 g/ml, módulo elástico de 0,8 – 1,6 GPa, tensão de escoamento de 21 – 28 MPa, alongamento de fratura de 350 – 525% e

tensão de ruptura de 39 – 48 MPa. À temperatura corporal (37 °C) o material pode ser descrito como viscoelástico linear quando submetido a pequenas deformações e transitando para o regime viscoplástico quando ocorre escoamento. A temperatura de transição vítrea para o UHMWPE é de aproximadamente -150 °C (RINMAC e KURTZ, 2005).

2.3 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos realizados para obtenção do comportamento dos materiais e suas propriedades podem ser feitos de diversas maneiras. Basicamente, carrega-se um corpo de prova com uma geometria padronizada utilizando-se esforços controlados e medem-se as dimensões e/ou deslocamentos deste corpo de prova ao longo do ensaio.

Dentre as formas mais comuns de testes com corpos de prova, pode-se citar os ensaios de tração, compressão, dureza e flexão (DOWLING, 2013). A estes ensaios dá-se a classificação de ensaios estáticos ou monotônicos.

Com relação aos ensaios com carregamentos cíclicos, estes são utilizados para obtenção de propriedades obtidas a partir da resposta cíclica. A partir destes ensaios pode-se, por exemplo, estimar a vida em fadiga de componentes.

2.3.1 Ensaios monotônicos

Como resultados dos ensaios monotônicos podem ser obtidas curvas do tipo tensão/deformação de onde se extrai importantes informações sobre o comportamento mecânico do material e consequentemente suas propriedades.

Os valores dos parâmetros obtidos referentes aos ensaios não são estritamente vinculados a estes, pois dependem do modelo que representa o comportamento do material. Por exemplo, tem-se a relação dada por Hooke que fornece um modelo elástico linear, relacionando tensões e deformações, no estado uniaxial, pela equação:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2.1)$$

onde σ é a tensão, E é o módulo de elasticidade e ε é a deformação.

Com relação aos corpos de prova utilizados, pode-se usar geometrias simples (como a Figura 2.3 (a)) ou geometrias mais complexas (Figura 2.3 (b) e (c)), com entalhes concentradores de tensão,

por exemplo, na busca de reprodução de condições semelhantes às de utilização de componentes de engenharia (DOWLING, 2013).

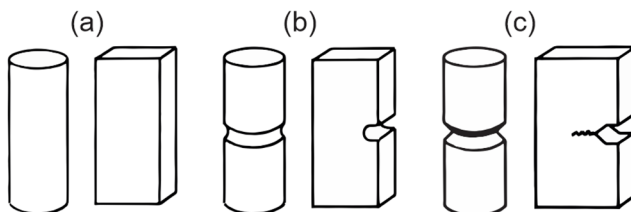


Figura 2.3 – 3 Classes de corpos de prova: (a) suave ou sem entalhe, (b) entalhado, e (c) pré-trincada. (DOWNLING, 2013).

Isto evidencia a necessidade da escolha adequada da geometria do corpo de prova para evitar que a estricção e/ou a fratura ocorra fora da área de medição (SONNENHOHL, 2015).

Os equipamentos utilizados para aplicação de forças e aquisição de dados possuem uma grande variedade de tipos, indo de sistemas simples a dispositivos complexos controlados por computadores digitais.

2.3.2 Ensaios cíclicos

A grande maioria das estruturas de engenharia está sujeita a cargas que são de um modo geral variáveis no tempo, embora muitas vezes leve-se a crer que o carregamento seja estático, em uma primeira observação (ROSA, 2002).

A falha por fadiga é uma redução gradual da capacidade de carga do componente, pela ruptura lenta do material, consequência do avanço quase infinitesimal das fissuras que se formam no seu interior. Este crescimento ocorre para cada flutuação do estado de tensões. As cargas variáveis, sejam cíclicas ou não, fazem com que, em determinadas regiões do material, tenha-se deformações plásticas também variáveis com o tempo. Estas deformações levam o material à uma deterioração progressiva, dando origem à trinca, a qual cresce até atingir um tamanho crítico, suficiente para a ruptura final do material. Ou seja, a falha por fadiga é progressiva (dependente do tempo) por solicitações variáveis, seja tensão ou deformação, no material.

O modo de falha por fadiga possui três etapas envolvidas:

- A etapa de nucleação de uma trinca.
- A etapa de propagação da trinca onde o interesse é no comportamento do material quanto à propagação da trinca por

fadiga (neste caso os corpos de prova são pré-fissurados e a velocidade com que a trinca cresce juntamente com a intensidade do carregamento são monitoradas).

- E por fim, a ruptura final da amostra.

A Figura 2.4 ilustra alguns tipos de corpos de prova para os diferentes ensaios de fadiga.

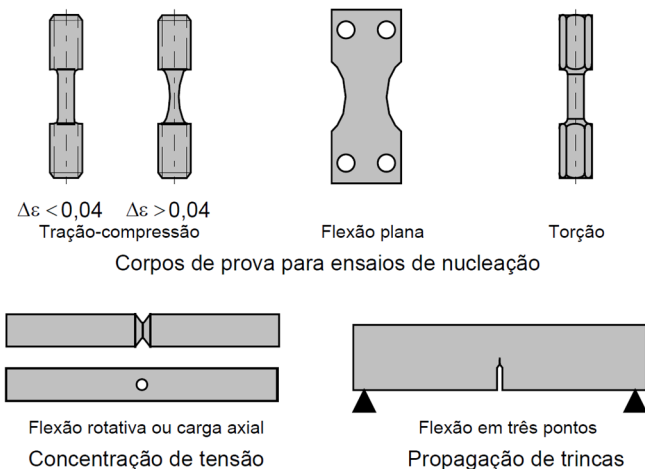


Figura 2.4 – Tipos de corpos de prova para ensaios em fadiga (ROSA, 2002).

Segundo Mark (2004), em geral qualquer condição de carga cíclica pode ser imposta a qualquer geometria de corpo de prova. No entanto, a maioria das condições de carregamento comuns de fadiga induzida mecanicamente é uniaxial (tensão e/ou compressão).

Segundo Dowling (2013) existem três principais abordagens para analisar falhas por fadiga. A abordagem por controle de carga, que se baseia no valor médio nominal de tensão na região afetada do componente, sendo a tensão nominal determinada através das tensões médias e ajustada para os efeitos de concentradores de tensão, tais como ranhuras, furos, filetes e etc. A segunda abordagem é baseada no controle de deslocamento, que envolve a análise mais detalhada da deformação localizada que possa ocorrer em concentradores de tensão durante o carregamento cíclico. Por fim, a terceira abordagem trata especificamente do crescimento de trincas pelos métodos da mecânica da fratura.

De acordo com Rosa (2002), em situações em que a tensão varia ciclicamente sobre um valor de tensão média que não é zero, fazendo com

que a alternância não seja simétrica, faz-se necessário considerar não só a influência da amplitude da tensão alternante, como também a intensidade da tensão média sobre a resistência à fadiga. A nomenclatura adotada para identificar as tensões atuantes neste caso está ilustrada na Figura 2.5.

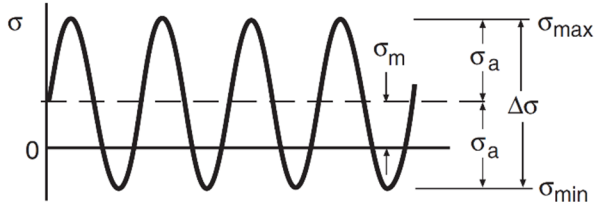


Figura 2.5 – Parâmetros típicos de carregamentos cíclicos (DOWLING, 2013).

Na Figura 2.5 são apresentados parâmetros típicos de curvas de carregamentos cíclicos e a nomenclatura destes parâmetros comumente utilizada, onde:

$\Delta\sigma$: Faixa de variação de tensão.

σ_m : Tensão média.

$\sigma_{m\acute{a}x}$: Tensão máxima no ciclo de carga.

$\sigma_{m\acute{i}n}$: Tensão mínima no ciclo de carga.

σ_a : Tensão alternante.

Para determinar o tipo de carregamento cíclico (alternante, pulsante e flutuante), utilizam-se os fatores de simetria do ciclo ou razão de tensões (R , A e V), dados pelas equações 2.2, 2.3 e 2.4. As equações 2.5, 2.6 e 2.7 ilustram a correlação dos fatores caracterizados.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.2)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (2.3)$$

$$V = \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \quad (2.4)$$

$$R = \frac{1 - A}{1 + A} \quad (2.5)$$

$$A = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (2.6)$$

$$V = \frac{1 + R}{1 - R} \quad (2.7)$$

O carregamento cíclico pulsante tem $R=0$, $A=1$ e $V=1$. O carregamento alternante, por sua vez, apresenta $R=-1$, $A=\infty$ e $V=0$. O carregamento flutuante é qualquer carregamento com valores para R , A e V diferentes dos apresentados. Para melhor entendimento dos resultados apresentados posteriormente as equações 2.8 e 2.9 serão definidas em função da razão de tensões caracterizada pela equação 2.2.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{2} (1 - R) \quad (2.8)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{2} (1 + R) \quad (2.9)$$

Os resultados do ensaio de fadiga são em geral representados na forma de curvas de tensão alternante aplicada versus número de ciclos até a ruptura, denominadas curvas de Wöhler.

August Wöhler conduziu investigações sistemáticas no desenvolvimento de concepções para evitar a falha por fadiga na década de 1850. Wöhler demonstrou que a fadiga foi afetada não só por tensões cíclicas, mas também pelas tensões médias. Este efeito foi posteriormente estudado e mais detalhado por Gerber e Goodman para estimar a vida em fadiga (SURESH, 1998; DOWNLING, 2013). A Figura 2.6 ilustra os resultados de uma típica curva de Wöhler, onde se tem no eixo vertical os valores da tensão alternante aplicada e no eixo horizontal o número de ciclos da vida.

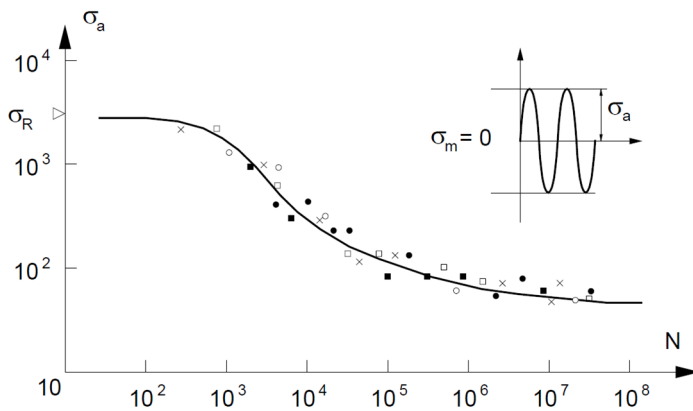


Figura 2.6 – Curva de Whöler. (Adaptada de ROSA, 2002).

Segundo Padilha (2000), alguns materiais não falham por fadiga se a tensão aplicada for menor que um determinado valor, denominado limite de fadiga. Outros materiais não apresentam esta tensão limite. A Figura 2.7 apresenta os dois tipos de comportamento mencionados.

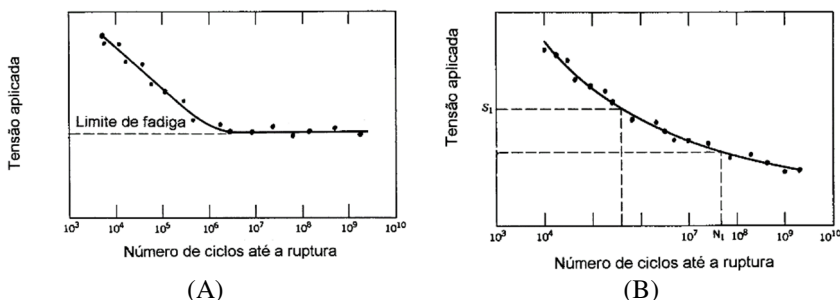


Figura 2.7 – Curvas de Wöhler – (A) Material que apresenta limite de resistência à fadiga, (B) Material que não apresenta limite de resistência à fadiga. (PADILHA, 2000)

Aos gráficos das Figuras 2.6 e 2.7 dá-se o nome de Diagrama S-N, ou diagrama de tensão em função do número de ciclos até a falha.

Estes ensaios levam a resultados típicos da solicitação, tensão ou deformação, como uma função decrescente do número de ciclos. Ou seja, quanto maior a vida desejada, menor deve ser a solicitação cíclica aplicada ao material (ROSA, 2002). Os ensaios de fadiga, quanto à nucleação, geram então curvas de tensão cíclica versus vida, se o ensaio for realizado com controle de carga e curvas de deformação versus vida

para o caso de um ensaio com controle de deslocamento. Segundo Rosa (2002) existem situações nas quais o interesse não é na curva de fadiga por inteiro, mas apenas no seu extremo para altas vidas. Neste caso, os materiais podem apresentar três tipos de comportamento, ilustrados pela Figura 2.8.

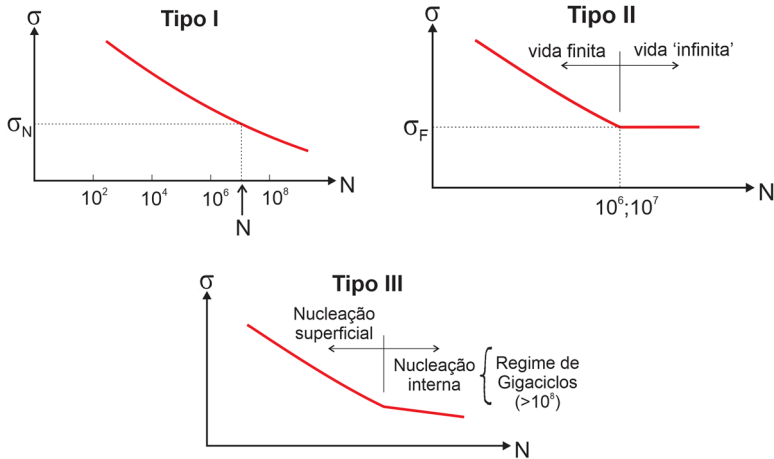


Figura 2.8 – Tipos de curva de função $\sigma_A = f(N)$. (Elaborada pelo autor)

No tipo I a tensão decresce continuamente com a vida. Neste tipo de material a vida de fadiga é sempre finita, ou seja, a falha sempre vai ocorrer. No tipo II a tensão diminui até um certo valor, permanecendo constante dentro de um patamar, para vidas superiores a 10⁶ ou 10⁷ ciclos. No tipo III a tensão diminui até um certo valor e a partir deste ponto a tensão diminui de modo menos acentuado. Neste tipo de material a vida de fadiga apresenta valores distintos na ordem de giga ciclos (ROSA, 2002).

Segundo Santos Júnior (2001), quando o carregamento é realizado por carga axial alternada (tração alternada), toda a área resistente ao carregamento é submetida ao mesmo nível de tensão. A possibilidade da existência de um defeito ou alguma característica que leve ao enfraquecimento da amostra é maior do que no ensaio de flexão, onde apenas a superfície da peça sofre a tensão máxima.

2.3.3 Ensaio de tração em polímeros

A norma ASTM-D618 indica que a realização dos ensaios em polímeros necessita que os corpos de prova sejam confeccionados com

antecedência e condicionados por um tempo mínimo de 40 h em temperatura de 23°C e umidade relativa de 50%. Caso outros valores sejam utilizados, os mesmos devem constar do relatório final.

A curva tensão deformação de polímeros termoplásticos exibe comportamento dúctil falhando somente sob grandes deformações. Segundo Dowling (2013) as curvas tensão-deformação para comportamento dúctil de alguns polímeros são similares à apresentada na Figura 2.9.

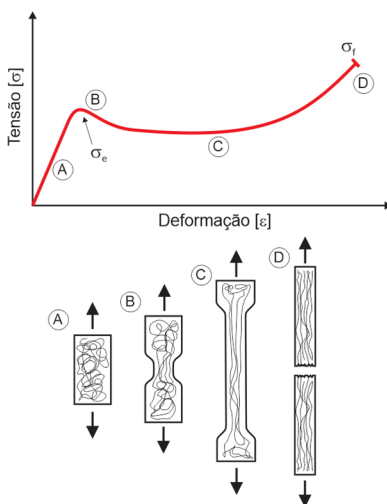


Figura 2.9 – Curva tensão deformação de engenharia e geometria de deformação típica de alguns termoplásticos (Adaptado de DOWLING, 2013).

2.3.4 Ensaios cíclicos em polímeros

Devido à estrutura de longas cadeias macromoleculares, característica dos polímeros, a exposição a carregamentos subcríticos repetidos faz com que esse grupo de materiais apresente um comportamento extraordinário, quando comparado a outros sob carregamento de fadiga (TAKEMORI, 1984).

A geometria de amostra mais comum utilizada para estudos de fadiga em tração-tração em polímeros é a barra em forma de *dogbone* (Figura 2.10) (ASTM-D638).

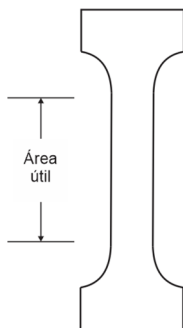


Figura 2.10 – Barra *dogbone* para ensaio em fadiga (Adaptado de MARK, 2004).

Em geral, polímeros sofrendo carregamentos cíclicos de alta frequência apresentam aquecimento que levam ao amolecimento e possível derretimento ou degradação do material e alterações significativas no seu mecanismo de falha. Testes em baixas frequências apresentam baixo aquecimento e a falha se dá por nucleação e propagação (DAO e DICKEN, 1987).

Segundo Rosa (2004) a frequência do ensaio de fadiga em polímeros deve ser controlada, para que não ocorra o aumento de temperatura do corpo de prova, o que compromete o experimento. Em geral limita-se os ensaios a no máximo 5 Hz de frequência de aplicação de carga.

Uma curva típica de fadiga de polímero (UHMWPE GUR 1050 convencional) é apresentada na Figura 2.11.

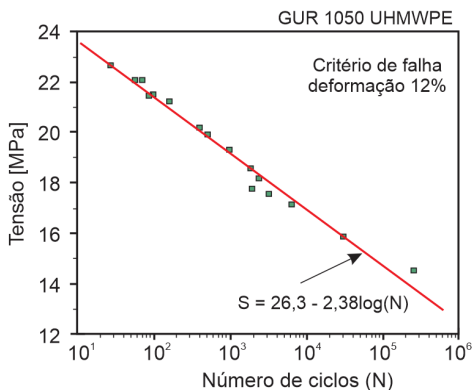


Figura 2.11 – Curva típica de fadiga para o UHMWPE GUR 1050 (Adaptado de MEDEL e FURMANSKI, 2009).

Existem vários mecanismos que controlam a vida em fadiga dos polímeros, como por exemplo, aspectos morfológicos, estruturais, geométricos, térmicos, mecânicos, peso molecular, fatores ambientais, entre outros. Alguns dos mecanismos mais importantes que influenciam no comportamento dos polímeros em carregamentos cíclicos são apresentados nos itens que seguem.

2.3.4.1 Efeito da temperatura

A vida em fadiga de materiais poliméricos geralmente decai com o aumento da temperatura. Isto ocorre por conta da redução da resistência (aumento da mobilidade das cadeias poliméricas) desse tipo de material (NIELSEN e LANDEL, 1994).

Segundo Sauer e Richardson (1980), polímeros não possuem boa condutividade térmica e são mais sensíveis, se comparados com materiais metálicos, à frequência em um carregamento alternado devido suas propriedades viscoelásticas. Por conta disso, deve-se delinear as condições de ensaio necessárias na obtenção de uma fratura por fadiga induzida pela nucleação e propagação de trincas como resultado direto do carregamento cíclico, na tentativa de evitar uma falha térmica causada pelo amolecimento do material.

Segundo Crawford e Benhan (1974), materiais poliméricos têm uma baixa condutividade térmica e propriedades de amortecimento elevadas, se comparados com materiais metálicos. De acordo com os autores a aplicação de um carregamento cíclico, em um material polimérico, resulta em um aumento de temperatura na amostra, de modo que, a falha possa ocorrer por dois mecanismos, completamente diferentes entre si. No primeiro mecanismo, para certos limites de frequência e amplitudes de carga cíclica aplicada, a temperatura aumenta por um período curto de tempo e posteriormente se estabiliza. Isto permite a nucleação e propagação de trincas como resposta direta ao carregamento cíclico, Figura 2.12 à esquerda. No segundo mecanismo, dependendo da combinação de parâmetros de carga, há o crescimento contínuo da temperatura que resulta na falha por amolecimento térmico sem a propagação de trincas no material, Figura 2.12 à direita.

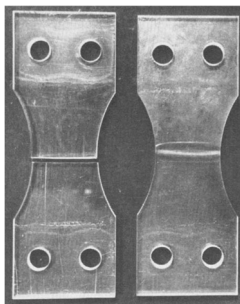


Figura 2.12 – Falha típica por fadiga (esquerda) e falha por amolecimento cíclico (direita) no polimetil-metacrilato (Adaptado de CONSTABLE *et al.* (1970)).

O aumento de temperatura durante o carregamento cíclico pode ser previsto analiticamente levando em consideração algumas propriedades do material como densidade, calor específico e temperatura da amostra, assim como, parâmetros de ensaio como frequência e amplitude de carregamento (CONSTABLE *et al.* (1970); CRAWFORD e BENHAN (1974); SAUER e RICHARDSON (1980)).

2.3.4.2 Efeito da taxa de carregamento e geometria

Quando o ciclo de carregamento é realizado a altas taxas de deformações, gera um aquecimento do material que pode induzir ao amolecimento térmico, reduzindo a vida em fadiga. Por outro lado, o aquecimento gerado por altas frequências depende da espessura do corpo de prova, onde corpos de prova mais finos tendem a perder calor para o ambiente mais facilmente e corpos de prova com seções mais espessas tendem a reter mais o calor (SURESH, 1998). Resultados obtidos por Gomaa e Leisinger (2010) e Sonnenhohl (2015) mostram a variação das propriedades mecânicas do UHMWPE para diferentes taxas de carregamento.

2.3.4.3 Efeito da cristalinidade, peso molecular e grau de reticulação

Polímeros com maior massa molar, maior cristalinidade e menor quantidade de reticulação tendem a possuir uma maior resistência à fadiga (SURESH, 1998).

2.3.4.4 Efeito da qualidade de superfície

Ensaio de fadiga devem ser feitos preferencialmente com corpos de prova que possuem superfícies lisas. A preocupação com a qualidade de superfície é explicada pelo efeito de concentração de tensão gerada pela topografia inadequada reduzir significativamente a vida em fadiga. O efeito dos campos de tensões e deformações na vizinhança dos concentradores tem uma forte influência na nucleação e propagação de trincas (SURESH 1998).

2.3.4.5 Efeito do controle por deformação

A vida em fadiga sob deformação é o método mais indicado para modelar a nucleação de trinca com baixo ciclo, uma vez que a nucleação da trinca é proporcionada por uma deformação plástica localizada. Tal método tem a vantagem, em relação ao método de vida sob tensão, de permitir um modelamento mais preciso do estágio de nucleação de trinca, permitindo também contabilizar o dano acumulado por variações de cargas, a incorporação do efeito de fluência e estimar a vida da estrutura em regime de baixo ciclo, principalmente para projetos de vidas finitas (BERNARDINI, 2015)

2.3.4.6 Efeito do controle por tensão

A vida sob tensão para polímeros é obtida de forma bastante parecida com a dos metais. Entretanto, diferentemente dos metais, materiais poliméricos podem apresentar três regiões características na curva de Wohler (S-N) (Figura 2.13), com relação à variação da amplitude da tensão em função do número de ciclos (SURESH, 1998).

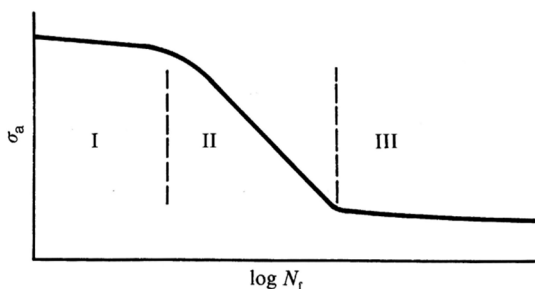


Figura 2.13 – Representação esquemática da variação típica da amplitude de tensão pelo número de ciclos até a falha para materiais poliméricos (SURESH, 1998)

O comportamento apresentado na região I é efeito da geração de microvazios causadas por deformações plásticas extremamente localizadas. Tais microvazios são interligados e as cadeias moleculares ficam orientadas, formando pontes fibrilares. As cadeias se alongam até seu rompimento, gerando o aumento e coalescimento dos microvazios. Este efeito é ilustrado com mais detalhes no Apêndice B. Uma consequência direta do coalescimento é a formação de trincas até a fratura do material (CALLISTER, 2012).

Na região II a dependência da vida de fadiga em relação à amplitude é uma manifestação mais intensa de microfissuras na fratura por fadiga. Na zona de tensões mais elevadas dessa região, ocorre um crescimento lento das pontes fibrilares. Nesta região, há um comportamento característico com um declive acentuado para muitos materiais poliméricos na temperatura ambiente (SURESH, 1998).

A região III é a região para ciclos muito elevados e caracteriza essencialmente o limite de resistência do material polimérico. A vida sobre fadiga nesta região é controlada pelo tempo de incubação da nucleação de falhas microscópicas. A principal distinção dessa região com as demais é devido à relativa dominação da nucleação e crescimento de fibrilação e falhas (SURESH, 1998).

2.4 Modos de falha

Segundo Rosa (2004), os modos de falha podem ser classificados em dois grandes grupos, quais sejam, os modos de falha por sobrecarga, independentes do tempo, e os modos de falha com acúmulo de dano, dependentes do tempo.

Os modos de falha por sobrecarga são aqueles que levam a uma falha quando a solicitação atuante ultrapassa um valor crítico. Os principais tipos de modo de falha independentes do tempo são:

- Fratura (frágil ou dúctil), que leva o material à ruptura;
- Início de escoamento, pois em algumas aplicações necessita-se que o material trabalhe apenas no regime elástico;
- Plastificação generalizada, em aplicações que há tolerância de deformação plástica;
- Flambagem, característico de peças esbeltas (peças onde a área de secção transversal é pequena em relação ao seu comprimento), quando submetidas a um carregamento de compressão axial.

Os modos de falha com acúmulo de dano são caracterizados por mecanismos que levam a uma progressiva deterioração ou perda

gradativa de propriedades do material, evoluindo ao longo da vida (ROSA, 2004). Quando esta deterioração atinge um valor crítico, a falha vem a ocorrer. Os principais tipos de modo de falha dependentes do tempo são:

- Desgaste, com a perda progressiva de material;
- Fluência, que é uma deformação irreversível crescente com o tempo sob carregamento constante. A velocidade com que a deformação ocorre depende tanto da temperatura a que o material está submetido como do nível de tensão aplicada;
- Fadiga, sendo a redução da capacidade de carga de componentes estruturais pela ruptura lenta do material a cada ciclo de carregamento.
- Deformação Plástica Progressiva (*Ratchetting* / efeito catraca ou fluência cíclica), que se trata de um efeito em que o componente, sob carregamento cíclico, acumula deformações plásticas a cada ciclo. As deformações plásticas não são simétricas, em decorrência da carga média aplicada fazendo com que as deformações plásticas sejam direcionadas no sentido da carga média, produzindo um efeito de deformação progressiva da peça.

O *ratchetting* pode ser definido também como um acúmulo cíclico de deformação inelástica durante uma solicitação cíclica por controle de carga com tensão média diferente de zero (LU *et al.*, 2016).

Segundo Heitzer *et al.* (2003), *ratchetting* e *shakedown* são respostas do material sob carregamento cíclico que dependem do desenvolvimento de campos de tensão residual não homogênea.

A Figura 2.14 apresenta os diferentes fenômenos que ocorrem sob carregamento cíclico uniaxial.

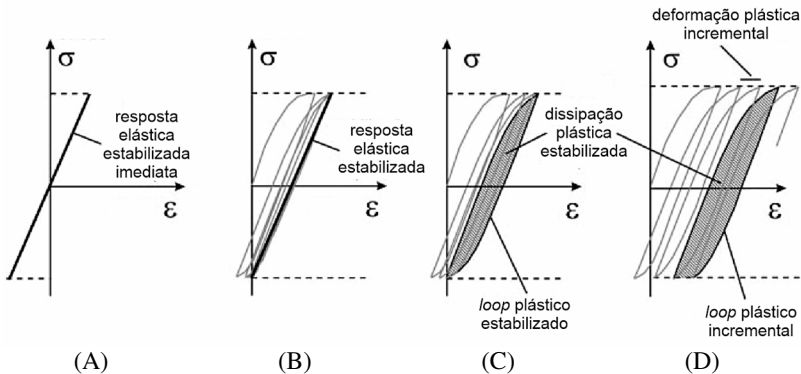


Figura 2.14 – Comportamento sob carregamento cíclico: (A) elástico; (B) acomodação elástica ou *elastic shakedown*; (C) plasticidade alternada ou *plastic shakedown*; (D) fluência cíclica ou *ratchetting*. (Adaptado de FOUVRY, 2001)

Na Figura 2.14 (A), a resposta do material sob carregamento cíclico é perfeitamente elástica, portanto a deformação é reversível e não há laço de histerese.

A Figura 2.14 (B) exibe uma acomodação elástica do material que, submetido a cargas cíclicas, sofre deformações plásticas nos ciclos iniciais e após esses ciclos, retorna à condição de respostas puramente elásticas. Portanto, não há laço de histerese. Segundo Compan (2003), isto ocorre devido a um campo de tensões residuais gerado pelas deformações plásticas, mesmo sem uma redução das cargas aplicadas. Vale ressaltar que esse comportamento do material sob carregamento cíclico não leva o material à falha.

Na Figura 2.14 (C), tem-se plasticidade alternada que é a resposta do material que ocorre quando há deformações plásticas diretas e reversas que se anulam ao final do ciclo. Isto fornece um laço de histerese estabilizado e fechado.

Na parte (D) da Figura 2.14, observa-se a fluência cíclica ou *ratchetting* onde há o acúmulo incremental progressivo de deformação plástica, portanto, o laço de histerese é aberto e nunca se estabiliza, conduzindo o material à falha.

2.5 Estado da arte de levantamento de curva S-N e ensaios monotônicos

O comportamento de polímeros e em especial do UHMWPE e suas propriedades mecânicas são objeto de estudo de diversos autores. Neste item, buscar-se-á apresentar o estado da arte com relação a ensaios de tração e fadiga em polímeros. Serão apresentados resultados e conclusões dos autores consultados, buscando respaldo para uma avaliação crítica dos resultados da presente pesquisa. Embora sejam apresentados resultados para polímeros em geral, buscou-se dar ênfase ao UHMWPE.

2.5.1 Sauer *et al.* (1996)

Sauer *et al.* (1996) realizaram testes de fadiga torcional em corpos de prova de UHMWPE GUR 415 virgens e esterilizados por radiação gama (reticulados).

Segundo os autores, as tensões presentes na superfície de contato das próteses articulares de joelho geralmente excedem a tensão de escoamento do UHMWPE, o que pode contribuir para a fratura e consequentemente para a falha por fadiga dos componentes tibiais de UHMWPE.

No trabalho dos citados autores utiliza-se a razão de carregamento de flexão rotativa ($R=-1$), sendo que a metodologia utilizada (ensaio rotativo em balanço), segundo Sauer *et al.* (1996) é baseada na facilidade em gerar a iniciação e propagação de uma trinca até a falha do UHMWPE, apenas por possibilitar deformações plásticas locais no material.

Na preparação das amostras foram tomadas as seguintes medidas:

1. A fabricação dos corpos de prova foi realizada longitudinalmente à direção de extrusão do tarugo do qual foram extraídas;
2. As amostras passaram por uma limpeza por ultrassom;
3. Foi realizada esterilização por raios gama para metade das amostras;
4. Foi feito condicionamento das amostras em temperatura controlada (24°C) e umidade relativa de 50% pelo menos 48 horas antes do ensaio.

Os ensaios foram realizados em frequência de 3 Hz, sob uma carga pré-determinada. O tempo de ensaio foi de 10 milhões de ciclos, que, segundo os autores, corresponde a aproximadamente 10 anos de uso clínico.

Devido ao aquecimento do corpo de prova durante o ensaio e na tentativa de evitar uma falha térmica, foi utilizado um dispositivo de ventilação para melhorar a troca de calor. Sauer *et al.* (1996) verificaram a eficiência deste dispositivo através de um ensaio feito durante 30 minutos com uma amostra de UHMWPE não esterilizado submetido a uma tensão de aproximadamente 32 MPa. O teste foi interrompido e a temperatura superficial foi medida na região útil do corpo de prova com um termopar portátil, sendo obtida uma temperatura superficial na amostra de UHMWPE no valor de 25°C com o ventilador ligado, enquanto que, com o ventilador desligado foi obtida uma temperatura de 34°C. Por este motivo, o dispositivo ventilador foi utilizado durante ensaios acima de 20 MPa (tensão de escoamento do UHMWPE), para prevenir o aquecimento da amostra e consequentemente a atingir a falha térmica.

Os cálculos utilizados pelos autores são feitos assumindo que há deformações elásticas nas regiões onde foi identificada uma fratura. Porém, aplicando cargas superiores à tensão de escoamento, pode-se ter localmente um comportamento plástico do material. Segundo Sauer *et al.* (1996), existem diversas razões para este comportamento ser desconsiderado. Primeiro porque, em flexão, a carga aplicada representa apenas as cargas na superfície extrema da amostra, sendo que a mesma diminui até o valor zero quando avaliada no centro do corpo de prova, ou seja, na linha neutra, o que limita o comportamento plástico em uma região muito pequena. Segundo porque o comportamento do material é dependente da taxa de carregamento (maior nas extremidades). Portanto, a tensão de escoamento na extremidade é superior à de regiões sob menores taxas, o que diminui a possibilidade de um comportamento plástico na região. Por fim, o CP está sob carregamento cíclico relativamente rápido (3Hz), o que previne qualquer plastificação abrupta do material. Por essas razões os autores garantem que os erros nos cálculos de vida em fadiga são mínimos.

Dando continuidade aos procedimentos realizados, um mínimo de 12 corpos de prova foi utilizado para cada condição (esterilizado e não esterilizado) e as curvas de vida em fadiga foram apresentadas (Figura 2.15).

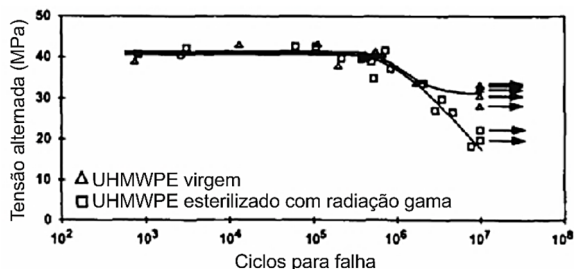


Figura 2.15 – Curvas S-N UHMWPE GUR 415 esterilizado e não esterilizado obtidas por Sauer *et al.* (1996) (Adaptado de SAUER, 1996).

Sauer *et al.* (1996) fazem uma observação que ambos os tipos de UHMWPE possuem resistências à fadiga bem próximas nas regiões entre 10^5 e 10^6 ciclos e só após 2 milhões de ciclos as curvas apresentam valores distintos. Os autores salientam que em 10 milhões de ciclos o material não esterilizado exibe uma resistência à fadiga de aproximadamente 31 MPa, enquanto o material esterilizado, sob as mesmas condições, exibe uma resistência de 18 MPa. Isto representa uma queda de 42% na resistência à fadiga.

Os cálculos realizados para definir a resistência à fadiga foram feitos a partir das tensões extremas (superfície do corpo de prova). Isto pode ter contribuído para os elevados valores encontrados. Sauer *et al.* (1996) explicam que os valores de fadiga por flexão podem não ser comparáveis com os valores calculados a partir de diferentes médias de tensões aplicadas.

Afirmam que o estudo feito é o primeiro a investigar e relatar a redução da resistência à fadiga de UHMWPE em alto ciclo devido à esterilização gama. Como conclusão dos resultados apontam que a esterilização gama não teve efeito aparente sobre a resistência à fadiga torcional do UHMWPE GUR 415 para ensaios até dois milhões de ciclos. Para além deste número de ciclos, no entanto, a resistência à fadiga da condição esterilizada diminuiu a aproximadamente 42% em relação à não esterilizada.

De acordo com os autores, o ensaio em fadiga de alto ciclo (por exemplo, dez milhões de ciclo) do UHMWPE é necessário devido às diferenças no comportamento deste material observadas em ensaios de baixo e alto ciclo.

2.5.2 Wang *et al.* (2000)

Wang *et al* (2000), em seu estudo, investigaram a influência de diversos níveis de peso molecular do UHMWPE no que diz respeito ao comportamento de fadiga e propagação de trinca.

A Tabela 2.1 apresenta as características das amostras utilizadas para conduzir o ensaio.

Tabela 2.1 – Características da Amostra utilizadas por Wang *et al* (2000).

Amostra	Média do peso molecular [g/mol]	Densidade [g/cm ³]
PE575	575 x 10 ⁴	0,929
PE360	360 x 10 ⁴	0,934
PE230	230 x 10 ⁴	0,935
PE210	210 x 10 ⁴	0,937
PE200	200 x 10 ⁴	0,940

Os autores conduziram ensaios de tração com uma velocidade de $8,3 \times 10^{-4}$ m/s.

A geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios por Wang *et al* (2000) é apresentada na Figura 2.16. O entalhe apontado na ilustração é utilizado apenas para os ensaios de fadiga.

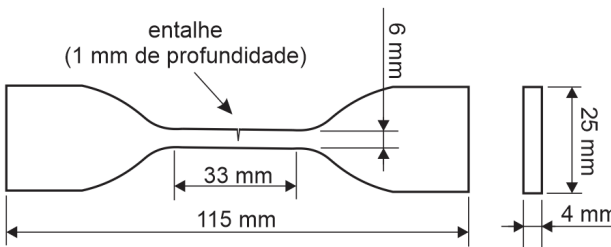


Figura 2.16 – Geometria do corpo de prova para o ensaio fadiga de Wang *et al.* (2000) (Adaptado de WANG *et al.*, 2000).

Os ensaios de fadiga foram conduzidos utilizando-se uma razão de tensões de $R=0,1$ e $R=0,5$ com o intuito de investigar a influência da tensão média. Com o objetivo de investigar o efeito da frequência no comportamento de fadiga foram selecionadas frequências de 1 Hz, 3 Hz e 5 Hz.

Os ensaios para investigação de propagação de trinca foram realizados com um entalhe de 5 mm de profundidade, o qual, permitiu,

posteriormente, medir o comprimento de trinca após certo número de ciclos com um microscópio óptico.

As curvas tensão-deformação obtidas para cada nível de peso-molecular apresentadas por Wang *et al* (2000) estão dispostas na Figura 2.17.

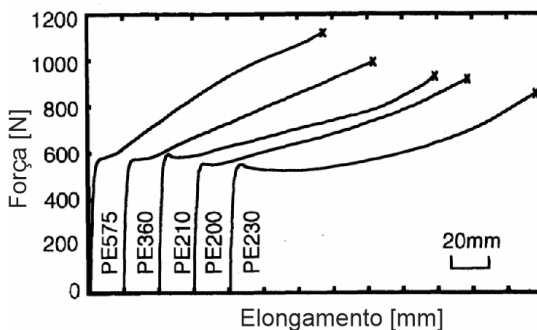


Figura 2.17 – Curva tensão-deformação para cada nível de peso molecular de Wang *et al* (2000) (Adaptado de WANG *et al.*, 2000)

Wang *et al* (2000) observam que a inclinação da curva aumenta depois do ponto da tensão de escoamento com o aumento do nível do peso molecular e salientam que este comportamento é causado devido ao aumento do emaranhamento das cadeias com o aumento do peso molecular.

Na Figura 2.18 apresenta-se a curva S-N com uma razão de $R=0,1$ e frequência de 1 Hz, obtido por Wang *et al* (2000).



Figura 2.18 – Relação entre tensão máxima e número de ciclos para falha de Wang *et al.* (2000) (Adaptado de WANG *et al.*, 2000)

Os autores afirmam que, em geral, com o aumento do peso molecular existe um aumento da resistência à fadiga. Entretanto, este comportamento não é observado no estudo realizado.

O efeito da frequência no comportamento de fadiga do material no estudo de Wang *et al* (2000) é visto na Figura 2.19.

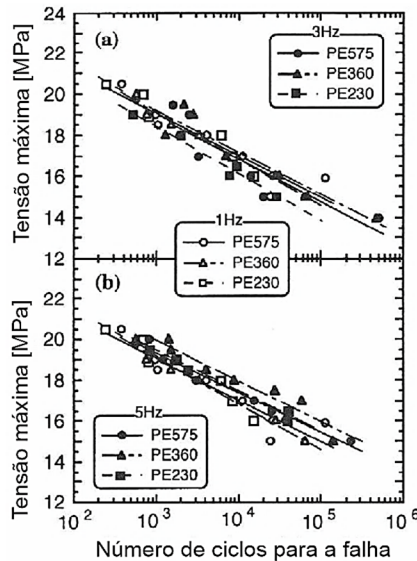


Figura 2.19 – Efeito da frequência na curva S-N com uma razão de tensão $R=0,1$ de Wang *et al.* (2000) Adaptado de WANG *et al.*, 2000).

Wang *et al* (2000) consideram que devido a diferença entre os resultados ser de pequena magnitude, o comportamento de fadiga é independente das frequências utilizadas.

A razão da amplitude de tensão e o número de ciclos para falha obtida pelos autores é exposta na Figura 2.20.



Figura 2.20 – Efeito da amplitude de tensão na curva S-N de Wang *et al.* (2000)
Adaptado de WANG *et al.*, 2000).

Depreende-se da Figura 2.20 que com uma razão de tensão de $R=0,5$ se tem um aumento de resistência à fadiga.

2.5.3 Kurtz *et al.* (2002)

Kurtz *et al.* (2002) avaliaram o comportamento mecânico, via testes de tração e compressão uniaxial, em dois tipos de UHMWPE, convencional e reticulado. Foram utilizados sistemas ópticos para medição do deslocamento das amostras na região útil de ensaio e os materiais foram submetidos a três séries de ensaios para avaliar a dependência de seu comportamento mecânico em relação à temperatura e à taxa de carregamento imposta. Na primeira série, os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração uniaxial até a ruptura em três taxas de deslocamento (30, 75 e 150 mm/min) com temperatura controlada em 22°C, de acordo com a norma ASTM D 638. Na segunda série foram testados em compressão uniaxial a três taxas de deformação (0,02 s⁻¹, 0,05 s⁻¹ e 0,10 s⁻¹) seguida de descarregamento, feitos na temperatura ambiente (20°C) e na temperatura corporal (37°C). Na terceira série foi realizado um ensaio de compressão uniaxial para uma taxa única até atingir a deformação de engenharia de 0,15, seguido de descarregamento, em uma gama de temperatura de 20 a 60°C.

A Figura 2.21 apresenta os resultados obtidos para a segunda série de ensaios. A tensão de escoamento foi obtida pelos autores a 0,002 de deformação.

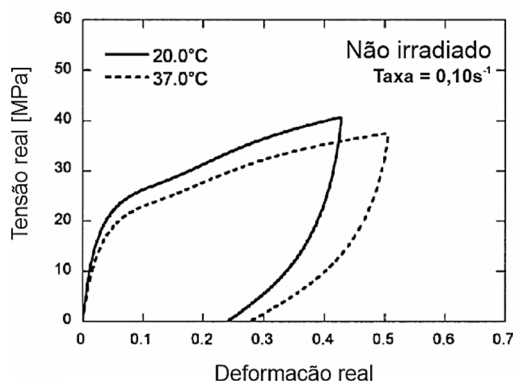


Figura 2.21 – Ensaio de compressão UHMWPE – Segunda série de dados de Kurtz *et al.*, 2002 (Adaptado de KURTZ *et al.*, 2002).

Nos resultados obtidos na terceira série de ensaios, Figuras 2.22 e 2.23, apresenta-se a alteração das propriedades mecânicas de acordo a temperatura e de acordo com a taxa de deformação que foram realizados os ensaios, respectivamente.

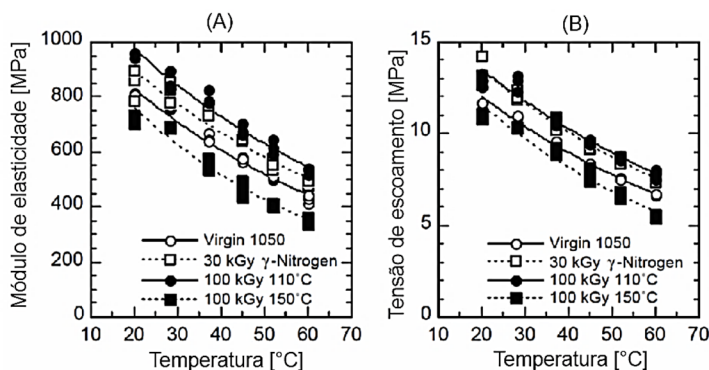


Figura 2.22 – Resultados da terceira série de ensaios de Kurtz *et al.* (2002), (A) Módulo de elasticidade em função da temperatura (°C) e (B) Tensão de escoamento em função da temperatura (°C). (Adaptado de KURTZ *et al.*, 2002).

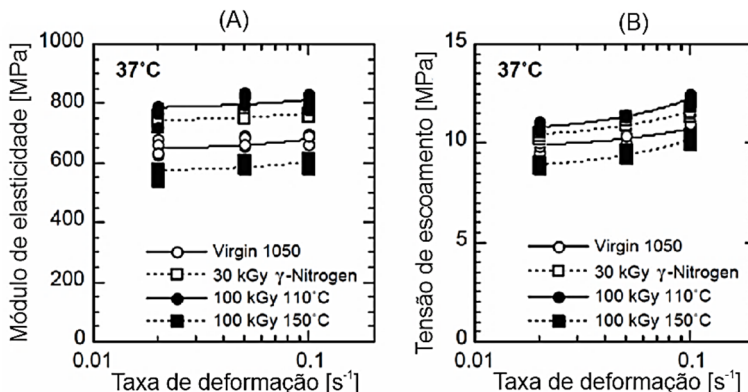


Figura 2.23 – Resultados da terceira série de ensaios de Kurtz et al. (2002),
 (A) Módulo de elasticidade em função da taxa de deformação e
 (B) Tensão de escoamento em função da taxa de deformação
 (Adaptado de KURTZ *et al.*, 2002).

Os autores concluem que além da dose de radiação e temperatura empregada no processo de reticulação feita no material, as condições em que os ensaios são realizados influenciam nas propriedades mecânicas do UHMWPE.

2.5.4 Villarraga *et al.* (2004)

Villarraga *et al.* (2004), avaliam a hipótese de que a oxidação do UHMWPE influencia na resistência de iniciação e propagação de trincas por fadiga. Para testar a referida hipótese foi utilizado, na condução de seus ensaios experimentais, o UHMWPE oxidado com envelhecimento acelerado. Com isto foi possível comparar o comportamento de fadiga de baixo ciclo do UHMWPE altamente reticulado na ausência e na presença de oxidação (sob as mesmas condições de carregamentos) com dados presentes na literatura.

As amostras, utilizadas por Villarraga *et al.* (2004) foram confeccionados utilizando os métodos de fabricação de componentes ortopédicos disponíveis comercialmente. O polímero utilizado foi o UHMWPE GUR 1050. Foram fabricadas cerca de 20 amostras quadradas com 30 mm de lado e 10 mm de espessura.

Villarraga *et al.* (2004) submeteram o material a quatro diferentes condições de envelhecimento. Foram elas: 5 amostras sem envelhecimento, 15 amostras com 14 dias de envelhecimento, 15 amostras com 21 dias de envelhecimento e 15 amostras com 28 dias de

envelhecimento. O envelhecimento foi obtido via câmara de oxigênio em 505 kPa a 70 °C.

Após o envelhecimento em cada período (0, 14, 21 e 28 dias), os autores extraíram quatro pequenos cilindros de cada amostra, resultando em amostras em forma de disco em miniatura medindo 0,5 mm de espessura e 6,4 mm de diâmetro (Figura 2.24).

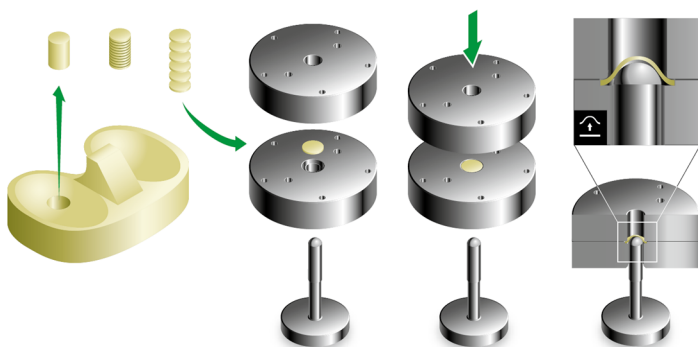


Figura 2.24 – Representação esquemática da preparação de amostras e do ensaio realizado. (EDIDIN, 2009, p. 486).

Para obter os valores de carregamentos iniciais, com o intuito de fornecer os valores de referência, Villarraga *et al.* (2004) submeteram cinco amostras de cada material a carregamentos monotônicos com uma taxa de 200 N/s até a falha. Após isso, para a condução dos ensaios de fadiga e obtenção da curva S-N, uma onda em forma triangular a uma taxa de 200 N/s foi utilizada entre um mínimo de 2 N e um valor máximo, entre 60% e 94%, dos valores de pico obtidos durante os ensaios monotônicos. Isto proporcionou uma falha dentro de 10000 ciclos. Todos os ensaios foram realizados em ambiente com temperatura do ar controlada em 37°C.

A Figura 2.25 apresenta os resultados obtidos do ensaio monotônico realizado por Villarraga *et al.* (2004).

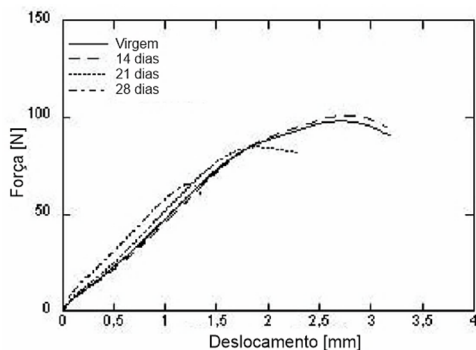


Figura 2.25 – Resultados do Ensaio Monotônico de Villarraga *et al.* (2004) (Adaptado de VILLARRAGA *et al.*, 2004).

Observa-se que as amostras não oxidadas e oxidadas com 14 dias de envelhecimento possuem maior resistência à tração quando comparadas com as amostras oxidadas com envelhecimento de 21 dias e 28 dias.

A Figura 2.26 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga realizados por Villarraga *et al.* (2004).

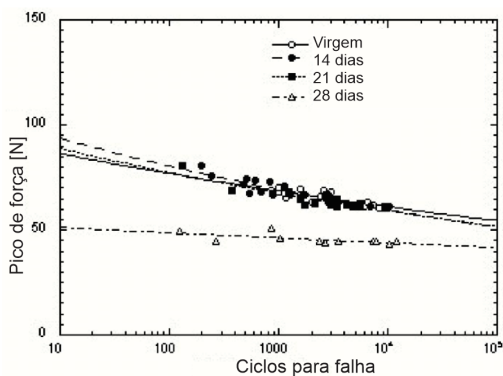


Figura 2.26 – Curvas S-N de Villarraga *et al.* (2004) (Adaptado de VILLARRAGA *et al.*, 2004).

Observa-se que a resistência à fadiga para as amostras não oxidadas e oxidadas com 14 e 21 dias de envelhecimento apresentaram comportamentos semelhantes. Já as amostras com 28 dias de envelhecimento apresentaram menor resistência à fadiga.

Por fim Villarraga *et al.* (2004) concluem que os seus resultados sugerem que o UHWMPE oxidado possui resistência mecânica, resistência à fadiga e propagação de trinca diferentes quando comparados com os resultados do UHWMPE não oxidado.

2.5.5 Simis *et al.* (2006)

Em 2006 Simis *et al.* sugerem que o aumento da cristalinidade do UHWMPE GUR 1050 (Convencional e Reticulado) melhora certas propriedades mecânicas, como a resistência à propagação de trinca na fadiga e propriedades do material sob tração, sem causar uma redução na resistência ao desgaste. Com base nesta premissa, foram investigados os efeitos da combinação de reticulação e cristalinidade elevada nas propriedades microestruturais e mecânicas de UHWMPE.

Em seu trabalho Simis *et al.* (2006) declaram que a reticulação do UHWMPE é feita para melhorar a resistência ao desgaste deste polímero. Porém, este benefício de resistência ao desgaste, é acompanhado por perdas de desempenho nas propriedades mecânicas, tais como resistência à tração, a ductilidade, a tenacidade e resistência à fadiga. De acordo com os autores estas variações das propriedades mecânicas podem ter sérias implicações para dispositivos com altas concentrações de tensão ou grandes tensões de contato sob carregamentos cíclicos.

Segundo esses autores, as propriedades mecânicas do UHWMPE são altamente dependentes da sua microestrutura e poucos estudos têm tentado vincular morfologia e propriedades mecânicas deste material. No entanto, afirmam que esta informação é vital para o desenvolvimento de próteses, pois podem ser usadas para desenvolver microestruturas sob medida para o projeto de implantes ortopédicos.

Em seu estudo apontam que reticulação provoca uma piora das propriedades mecânicas do UHWMPE e da resistência à propagação de trincas. Por sua vez, quanto maior a cristalinidade maior a resistência à propagação de trincas por fadiga.

Simis *et al.* (2006) investigam dois grupos de UHWMPE: UHWMPE reticulado (X-UHWMPE) e UHWMPE não reticulado.

A cristalinidade do UHWMPE não reticulado foi aumentada com o aquecimento a 180°C a uma pressão de 300 MPa por 1 hora. O X-UHWMPE foi submetido a uma temperatura de 240°C em uma pressão de 500 MPa. Com esses parâmetros foram alcançados índices semelhantes de cristalinidade para os dois tipos de UHWMPE avaliados.

O trabalho descrito avaliou, portanto, 4 grupos de UHWMPE, quais sejam, UHWMPE virgem, UHWMPE reticulado, UHWMPE

virgem de alta cristalinidade e UHMWPE reticulado de alta cristalinidade.

Os autores realizaram testes de tração à 5mm/min. Os ensaios de fadiga foram realizados em condições ambientes e executados com uma taxa de carga $R = 0,1$ com carregamento senoidal à 5 Hz. Foram testadas sete amostras de cada tipo de UHMWPE para os ensaios de resistência à propagação de trincas por fadiga. Os testes foram executados até a ruptura do corpo de prova.

A Tabela 2.2 resume as propriedades mecânica e micro estrutural dos quatro grupos de material analisados no estudo.

Tabela 2.2 – Resultados obtidos no estudo (adaptado de SIMIS *et al.* 2006)

	UHMWPE	UHMWPE Alta cristalinidade	X- UHMWPE	X-UHMWPE Alta cristalinidade
Módulo de Elasticidade [MPa]	495	675	334	695
Tensão de Ruptura [MPa]	231,1	78,8	157,7	167,8
Tensão de escoamento [MPa]	21,3	23,4	19,0	20,6
Elongamento máximo	375%	230%	317%	325%

Na análise dos resultados os autores verificaram que os processos de alta pressão aumentaram o módulo de elasticidade tanto do UHMWPE quanto do X-UHMWPE.

O aumento da cristalinidade causou uma diminuição da tensão máxima de ruptura à tração para o UHMWPE. Em contrapartida não foram observadas diferenças significativas das tensões de ruptura entre o X-UHMWPE normal e o de alta cristalinidade.

A cristalinidade também causou o aumento do limite de elasticidade aparente do UHMWPE e do X-UHMWPE em aproximadamente 10%. A tensão de ruptura sofreu uma redução de 65,9% para o grupo não reticulado e um aumento de 6,4% para o grupo reticulado.

A etapa de reticulação no processamento dos materiais, segundo os autores, resultou numa redução de 35% do limite de sensibilidade para a propagação de trinca (ΔK_{th}). Sendo que esta propriedade variou de

1,41MPa \sqrt{m} no UHMWPE virgem para 0,92 MPa \sqrt{m} no X-UHMWPE. Por outro lado, o tratamento de alta pressão resultou num aumento de 12% em ΔK_{th} para o grupo não reticulado e um aumento de 17% para o grupo reticulado.

Simis *et al.* (2006) concluem que as propriedades mecânicas de UHMWPE podem ser melhoradas com a modificação da sua microestrutura. Mais importante ainda, a resistência à ruptura por fadiga pode ser aumentada com a cristalização em alta pressão. Além disso, este processo pode ser facilmente implementado em protocolos de processamento de implantes ortopédicos.

2.5.6 Kultural e Eryurek (2007)

Kultural e Eryurek (2007) investigaram o comportamento de fadiga do polipropileno com diferentes preenchimentos de carbonato de cálcio.

Em uma primeira parte, do seu estudo, os autores realizam ensaios monotônicos para levantar as propriedades, tais como: tensão de escoamento, tensão máxima, módulo de elasticidade e alongamento até a falha.

Dando sequência, os autores conduziram, ensaios com carregamentos monotônicos cíclicos trativos com frequências de 23 e 50 Hz.

Os autores salientam que a literatura atual estabelece que a fadiga em polímeros deve ser classificada de acordo com o modo de falha que domina o mecanismo de fadiga. Afirmam que o fenômeno de fadiga em polímeros depende basicamente da frequência de excitação, amplitude do carregamento e da natureza viscoelástica do material.

Os autores concluem, no entanto, que o modo de falha por fadiga ocorre devido ao mecanismo de falha por fadiga térmica. Para os autores, tal resultado é justificado pelos altos valores de frequência utilizados. Isto causa um amolecimento cíclico no material devido ao aumento da temperatura, proveniente do seu comportamento viscoelástico.

2.5.7 Medel *et al.* (2007)

Medel *et al.* (2007) avaliaram o polietileno altamente reticulado (HXLPE) refundido e recozido. Realizaram uma comparação dos materiais com relação ao comportamento em fadiga após a radiação, procurando relacionar as características estruturais com as propriedades mecânicas.

O polietileno utilizado foi o UHMWPE GUR 1050. Amostras do material foram submetidas à radiação ao ar em diferentes níveis: 50, 100 e 150 kGy. Após a radiação as amostras foram mantidas em -20°C e depois submetidos a 150°C para refundir e 130°C para o recozimento. Desta maneira o estudo envolve dez grupos diferentes de UHMWPE, são eles: *NI*, $\beta 50$, $\beta 100$, $\beta 150$, $\beta 50R$, $\beta 100R$, $\beta 150R$, $\beta 50A$, $\beta 100A$, $\beta 150A$, onde *NI* é o material não irradiado, *R* indica que o UHMWPE foi refundido e *A* indica que o UHMWPE foi recozido.

Mudanças no conteúdo da cristalinidade e temperatura de fusão foram avaliados a partir de aquecimentos das amostras de 20 a 170°C em uma taxa de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ com o uso de um calorímetro diferencial. Todas as amostras foram preparadas para obter imagens microscópicas de transmissão de elétrons. Estas imagens permitiram realizar a medição da espessura lamelar, bem como avaliar possíveis mudanças na morfologia causada pela radiação e estabilização.

A resposta a fadiga foi investigada por meio de três diferentes ensaios experimentais.

Em um primeiro momento, foram conduzidos ensaios cíclicos, por controle de carga, até 50 ciclos, com uma taxa constante de deslocamento de 15 mm/min, uma taxa nominal de deformação de $0,025\text{ s}^{-1}$ e um valor máximo nominal constante de tensão (σ_{max}) com uma razão de tensão $R=0$. Para cada grupo analisado, pelo menos 3 amostras foram ensaiadas com um σ_{max} entre 14 e 16 MPa, utilizando um extensômetro para medir a deformação. Estes ensaios cíclicos permitiram retirar informações sobre a deformação plástica total alcançada, medição do amolecimento e medição da rigidez.

Como segunda etapa, ensaios de fadiga com curvas S-N foram conduzidos com corpos de prova sugeridos pela norma ASTM E606/E606M. Os ensaios de fadiga foram conduzidos com controle de carregamento utilizando uma onda senoidal de frequência de 1 Hz com uma razão de tensão de $R=0$. Um extensômetro foi utilizado para avaliar continuamente a deformação dos corpos de prova que foram mantidos a uma temperatura de 23°C . Vale ressaltar, que neste ensaio foi considerada a vida, *N*, como o número de ciclos até a falha quando o corpo de prova atinge 12% de deformação. A base para este critério de falha é a deformação de escoamento, com a deformação máxima esperada do UHMWPE entre 12% e 15%.

Por fim, amostras com 8 mm de espessura, 50 mm de largura e 10 mm de comprimento, com uma pré-trinca de acordo com a norma ASTM E647, foram submetidas a ensaios de fadiga para avaliação da propagação de trinca. Foram utilizadas três amostras de cada grupo de UHMWPE

submetidas a uma tensão cíclica com uma frequência de 1 Hz e uma razão de tensão de $R= 0,1$. Valores de ΔK e coeficiente de Paris foram obtidos através das curvas de propagação de trincas.

Os autores observaram que a radiação causou um aumento na cristalinidade do UHMWPE enquanto o processo de refundição resultou em uma queda na cristalinidade. O contrário ocorreu no processo de recozimento no qual houve um aumento da cristalinidade.

A Figura 2.27 apresenta as curvas apresentadas por Medel *et al.* (2007).

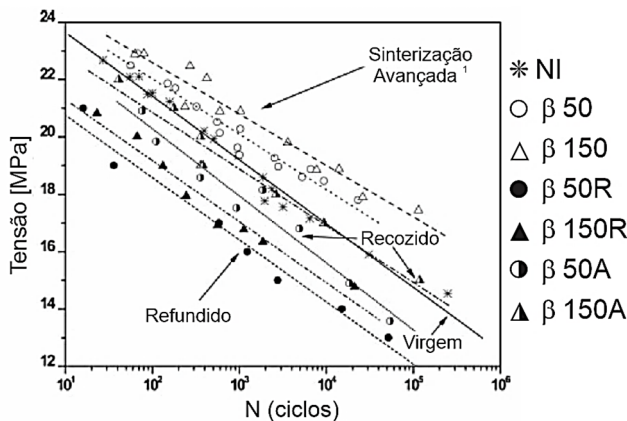


Figura 2.27 – Curvas S-N apresentadas por Medel *et al.* (2007) (Adaptado de MEDEL *et al.*, 2007)

A Tabela 2.3 traz os resultados obtidos por Medel *et al* (2007) no ensaio de tensão-deformação cíclico através do módulo secante no primeiro ciclo.

Tabela 2.3 – Módulos de elasticidade de Medel *et al.* (2007)

E [MPa]	NI	β50	β100	β150	β50R
	748±19	803±13	820±5	841±15	642±18
	β100R	β150R	β50A	β100A	β150A
	650±25	658±14	764±50	811±14	868±50

Mendel *et al.* (2007) apontam um pequeno aumento da vida de fadiga com o aumento da dose de radiação aplicada no UHMWPE. Já para os tratamentos térmicos utilizados, observaram uma redução da vida de fadiga, especialmente para as amostras refundidas.

2.5.8 Medel e Furmanski (2009)

Um estudo sobre a influência do grau de reticulação do UHMWPE no comportamento do crescimento da trinca do material até a ruptura completa foi realizado por Medel e Furmanski (2009).

O autor ressalva que a principal limitação de ensaios para determinar a vida em fadiga do UHMWPE, é que este material raramente, ou nunca, apresenta ruptura das amostras com carregamentos abaixo da sua resistência à tração, nem mesmo em solicitações cíclicas de deformações plásticas substanciais. Ainda segundo Medel e Furmanski (2009) este comportamento pode levar a conclusões errôneas de que se a peça de UHMWPE é desprovida de defeitos, ela nunca irá falhar em Fadiga. O referido autor relata que poucos estudos como Villarraga *et al.* (2003), O'Connor *et al.* (1999) e Villarraga *et al.* (2004) apresentam um ensaio de vida em fadiga do UHMWPE até a ruptura, sendo que estes trabalhos não apontam os valores de vida em fadiga para alto ciclo.

Ao discorrer sobre a tentativa de obter curvas S-N sem a necessidade de obter a fratura da amostra (portanto, ensaio de longa duração) aponta que autores como Baker *et al.* (2003), Urriés *et al.* (2004) e Puértolas *et al.* (2006) têm utilizado um critério alternativo. Ao invés da fratura completa da amostra, para caracterizar uma falha em um ensaio de fadiga, eles consideram a presença de dano microscópico quando a amostra de UHMWPE atinge um valor crítico de deformação plástica de 12%. Isto é feito por estudos realizados por Baker *et al.* (2001) que relatam o surgimento de danos microscópicos por fadiga avaliando o espalhamento de Raios-X a baixo ângulo (SAXS).

2.5.9 Croop e Lobo (2010)

Croop e Lobo (2010) realizaram ensaios de tração uniaxial assumindo o UHMWPE como sendo de natureza isotrópica. Utilizaram em seus estudos amostras com geometria ASTM D 638 Tipo V, obtidas de placas extrudadas e usinadas via CNC.

Os testes dos referidos autores foram realizados com a variação de temperatura e com mudança do meio de imersão dos corpos de prova.

Com relação à variação de temperatura foram ensaiadas amostras em 23°C e em 37°C. Os meios de imersão utilizados foram solução salina e ar, ou ensaio a seco. Obtiveram, portanto, 4 tipos diferentes de ambiente para o ensaio de tração.

Os resultados obtidos pelos autores mostram reduções nos módulos de elasticidade e na tensão de escoamento nos ensaios realizados

em temperatura de 37°C quando comparados com os ensaios em 23°C sob qualquer meio de imersão (Figura 2.28).

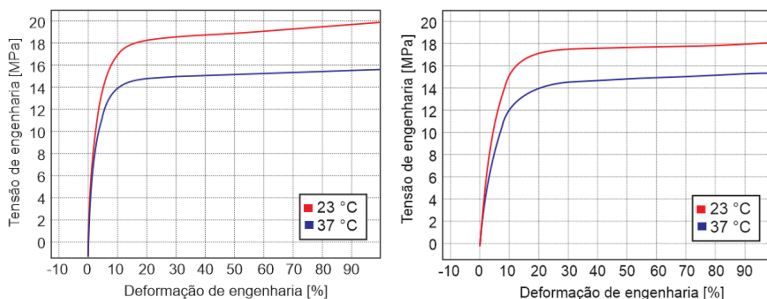


Figura 2.28 – Ensaio de tração uniaxial do UHMWPE realizado a seco à esquerda e imerso em solução salina à direita (Adaptado de CROOP e LOBO, 2010).

A variação de resultados decorrente exclusivamente do meio de imersão dos corpos de prova é ilustrada na Figura 2.29.

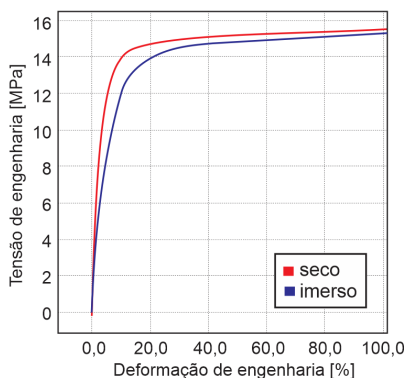


Figura 2.29 – Ensaio de tração do UHMWPE realizado em temperatura fixa de 37°C e diferentes meios (Adaptado de CROOP e LOBO, 2010).

A Tabela 2.4 condensa os dados obtidos. Segundo os autores, as variações de valores apresentadas consistiram em um resultado inesperado, considerando que o UHMWPE é imiscível com a água.

Tabela 2.4 – Propriedades do UHMWPE segundo Croop e Lobo (2010)

Propriedade	Seco 23°C	Imerso 23°C	Seco 37°C	Imerso 37°C
Módulo de Elasticidade [MPa]	763	390	658	306
Tensão de Escoamento [MPa]	18	17	14	14
Coefficiente de Poisson	0,317		0,355	

Ainda segundo os autores, há um efeito complexo, em que a tensão de escoamento é afetada pela temperatura, enquanto o módulo de elasticidade é reduzido pela imersão salina. Acrescentam ainda que os testes realizados apontam a necessidade de medir as propriedades do material nas condições de uso, tendo como exemplo os polímeros que são usados em ambientes *in vivo*, sendo que o material no seu ambiente de uso possui propriedades diferentes que podem afetar decisões acerca da concepção de produtos.

2.5.10 Sobieraj *et al.* (2013)

Sobieraj *et al.* (2013) realizaram um estudo com o objetivo de avaliar o comportamento monotônico e de fadiga de cinco tipos de UHMWPE, (UHMWPE convencional, UHMWPE moderadamente reticulado recozido, UHMWPE moderadamente reticulado refundido, UHMWPE altamente reticulado recozido e UHMWPE altamente reticulado refundido) na presença de concentradores de tensão. A reticulação moderada é atribuída à carga de radiação por raios gama de 65 kGy, enquanto a alta reticulação é atribuída à carga de 100 kGy.

Para os ensaios monotônicos, Sobieraj *et al.* (2013) utilizaram três geometrias diferentes: uma lisa, sem a presença de concentradores de tensão (denominada suave pelos autores), e duas com entalhes. Uma delas com raio $r=0,9$ mm e fator de concentração de tensão $k_t=2,1$ (entalhe moderado, denominação pelos autores) e a outra com raio $r=0,45$ mm e fator de concentração de tensão $k_t=2,7$ (denominada como contendo entalhe profundo pelos autores). Todas as amostras, antes do ensaio, foram mantidas em um banho térmico a 37°C. Posteriormente, as amostras foram carregadas monotonicamente até a fratura, em um banho térmico com circulação de ar a 37°C. Utilizaram duas taxas de deslocamento, quais sejam, 30 mm/min e 150 mm/min. A Figura 2.30 apresenta os resultados obtidos dos ensaios monotônicos obtidos por Sobieraj *et al.* (2013).

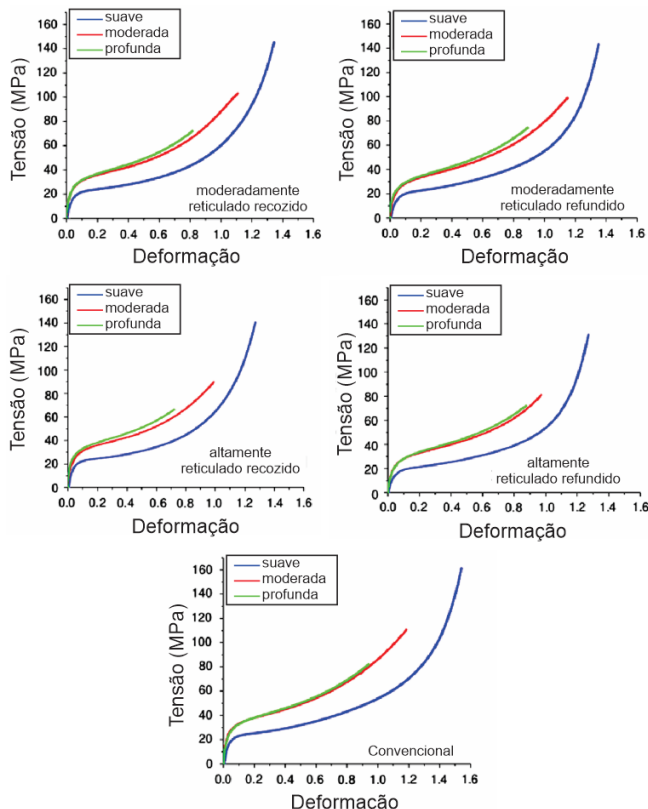


Figura 2.30 – Resultados obtidos por Sobieraj *et al.* (2013) para ensaios monotônicos (Adaptado de Sobieraj *et al.*, 2013).

Com relação ao ensaio de fadiga, Sobieraj *et al.* (2013) utilizaram apenas os corpos de prova com a presença de entalhe. Da mesma maneira do ensaio monotônico, os corpos de prova foram mantidos em um banho térmico a 37° C. Todos os ensaios foram conduzidos sob carregamentos de tração-tração com um sinal senoidal com um carregamento trativo mínimo de 30 N e com uma razão de tensões R entre os valores aproximados de 0,04 e 0,05. A frequência de ensaio utilizada foi de 2 Hz. Os ensaios foram conduzidos em um banho térmico com circulação de ar a 37°C. O carregamento e o deslocamento do cabeçote da máquina foram periodicamente armazenados e gravados em um sistema de aquisição e tratamento de sinais até atingir-se a falha. Foram ensaiadas um total de 365 amostras. Vale salientar, que o autor ainda considerou a falha da

amostra como sendo a sua fratura. Além disso, os dados foram ajustados com uma transformação logarítmica, Equação 2.10, juntamente com a relação de Basquim, Equação 2.12. Para determinar as constantes foi feita a estimativa da máxima verossimilhança utilizando uma distribuição de Weibull nos dados obtidos.

$$N = k\sigma^{-m} \quad (2.10)$$

Portanto:

$$\ln N = -m \ln \sigma + \ln k \quad (2.11)$$

onde N é a vida, σ é a amplitude de tensão axial de engenharia, m e k são constantes.

$$\sigma = AN^b \quad (2.12)$$

onde $b = -\frac{1}{m}$ e $A = k^{-\left(\frac{1}{m}\right)}$

Da Figura 2.30 constata-se que todos os cinco tipos de UHMWPE sem a presença de concentrador de tensão apresentaram uma ductilidade substancial e maior resistência mecânica até a fratura. Com a introdução dos concentradores de tensões, todas as variantes do UHMWPE demonstraram uma elevação na tensão do escoamento e uma redução na magnitude da tensão de ruptura, o mesmo fenômeno acontece quando se eleva o grau de concentração de tensão.

Os autores citados apresentam, por fim, o digrama S-N do ensaio de Fadiga para o UHMWPE convencional e o altamente reticulado refundido (Figura 2.31).

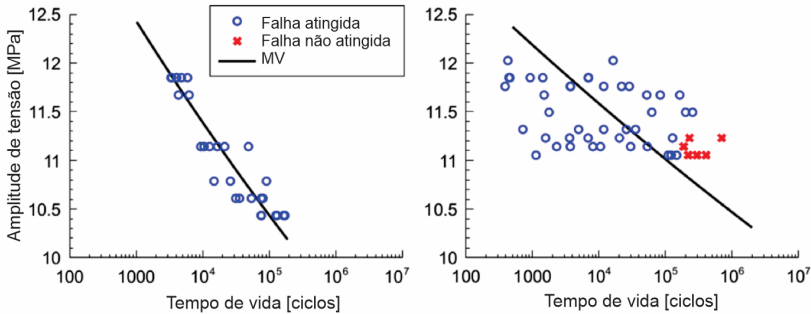


Figura 2.31 – Diagramas S-N de Sobieraj *et al.* (2013). À esquerda UHMWPE convencional e à direita UHMWPE altamente reticulado refundido. Ambos com concentrador de tensões moderado (Adaptado de Sobieraj *et al.*, 2013).

Na figura 2.32 mostra-se as constantes das relações de Basquin obtidas através da estimativa da máxima verossimilhança obtidas por Sobieraj *et al* (2013).

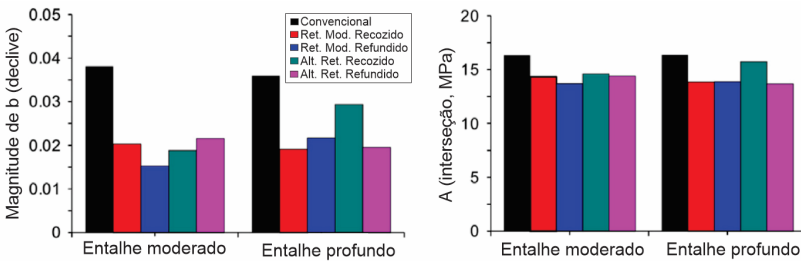


Figura 2.32 – Constantes da relação de Basquin através da estimativa da máxima verossimilhança (Adaptado de Sobieraj *et al.*, 2013).

Como conclusão, Sobieraj *et al* (2013) apontam que os materiais reticulados melhoram o comportamento de fadiga, resultando em tempo de vida maiores, quando comparados com o material convencional. Também com o aumento da concentração de tensão os materiais reticulados apresentaram melhores resultados em relação ao material convencional.

2.5.11 Sonnenhohl (2015)

Sonnenhohl, no ano de 2015, apresentou uma proposta de metodologia de ensaios para caracterização de polímeros termoplásticos. Como estudo de caso, foram realizados ensaios para a caracterização

mecânica do UHMWPE via testes com carregamentos uniaxiais trativos e compressivos e testes biaxiais de compressão para três taxas de deformação, sendo elas 0,1%/s, 1%/s e 10%/s. Para cada condição de ensaio, foram realizados carregamentos monotônicos e cíclicos com platô de tempo. A temperatura dos ensaios foi estabelecida em 23,5°C.

Para a obtenção da curva tensão-deformação verdadeira, o autor utilizou-se da técnica de correlação de imagens digitais (DIC) e transdutores de deslocamento do tipo LVDT.

O autor frisa que, apesar de serem mencionados e distinguidos os carregamentos em termo da taxa de deformação, assim como a maioria dos estudos referenciados no trabalho, a taxa de deformação não é constante ao longo do ensaio, visto que o controle das máquinas de ensaio é feito por deslocamento ou força. Portanto, de acordo com Sonnenhohl (2015), as taxas de deformação mencionadas no trabalho têm o objetivo apenas comparativo, pois a velocidade de cada amostra ensaiada foi ajustada para reproduzir, aproximadamente, a taxa requerida.

As Figuras 2.33 e 2.34 apresentam os resultados obtidos para os corpos de prova submetidos à tração uniaxial, para as três condições de carregamento.

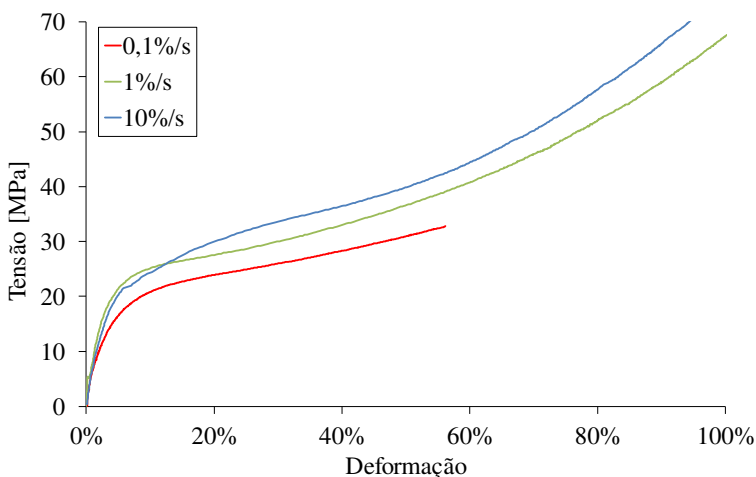


Figura 2.33 – Curvas tensão-deformação reais para o ensaio de tração nas três velocidades de carregamento monotônico apresentadas por SONNENHOHL (2015) (Adaptado de SONNENHOHL, 2015).

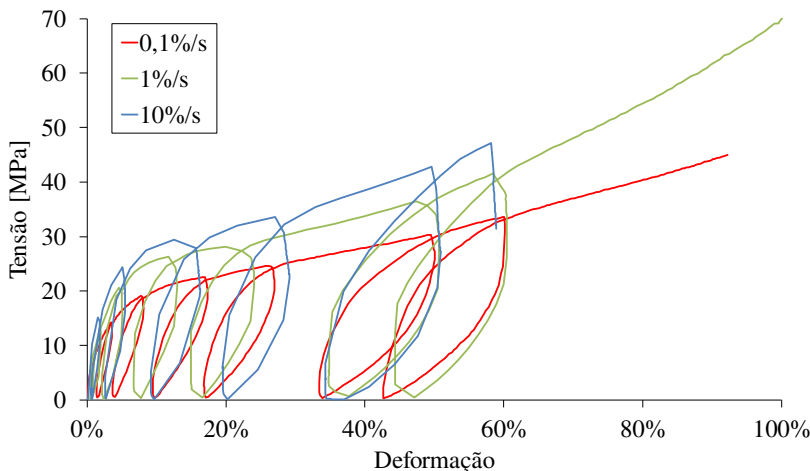


Figura 2.34 – Curvas tensão-deformação reais para o ensaio de tração nas três velocidades de carregamento cíclico apresentadas por SONNENHOHL (2015) (Adaptado de SONNENHOHL, 2015).

O autor constata que há um comportamento esperado no qual os valores de tensão, para a mesma deformação, crescem com o aumento da velocidade de carregamento.

2.5.12 Ansari *et al.* (2016)

Ansari *et al.* (2016) relatam que estudos de casos recentes demonstraram que a fratura por fadiga do polímero é catastrófica podendo limitar severamente a vida útil do dispositivo. Tais fraturas são frequentemente associadas com concentradores de tensão que existem devido ao fato dos dispositivos serem projetados frequentemente com entalhes na mudança de geometria, principalmente em partes que desempenham função de fixação (caso de próteses de quadril) ou de estabilidade cinemática (caso de próteses de joelho).

Apesar disso, dizem os autores que poucos estudos têm examinado o papel específico da geometria do entalhe no comportamento à fadiga do UHMWPE, atribuindo a Sobieraj *et al.* (2013) a única análise conhecida de efeitos entalhe na resistência à fadiga de vários tipos de UHMWPE modernos usando a aproximação de vida em fadiga (S-N).

Porém, ressaltam que a dispersão dos resultados apresentada no trabalho de Sobieraj *et al.* (2013) limita severamente a interpretação estatística dos resultados, sugerindo que a aproximação pela curva S-N

não é a melhor metodologia para avaliar a fadiga no UHMWPE com entalhe.

O estudo de Ansari *et al.* (2016) avalia a influência da geometria de entalhe na fadiga de três tipos de UHMWPE modernos, quais sejam, virgem (ou convencional), reticulado refundido e reticulado com vitamina E. Sendo que a reticulação ocorreu com uma carga de raios gama de 75 kGy.

Dados de tensão-deformação verdadeira foram obtidos para todos os três tipos de UHMWPE. Cinco amostras de cada tipo, de geometria *dogbone*, foram ensaiadas com taxa de deslocamento de 30 mm / min e de 150 mm / min, de acordo com as normas ASTM D638-14, ISO 527-1:2012 e ISO 527-2:2012. A aquisição de dados de deslocamento foi feita utilizando um sistema óptico com duas câmeras de vídeo para obter valores de tensão / deformação reais. A comparação estatística dos valores foi realizada utilizando um teste *t de Student* (95% de intervalo de confiança).

As propriedades de tração uniaxial para os três materiais de UHMWPE foram calculadas a partir das curvas de tensão / deformação reais (Figura 2.35) e são apresentadas na Tabela 2.5.

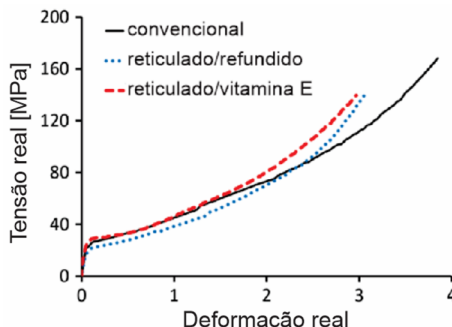


Figura 2.35 – Curvas tensão-deformação reais à 150mm/min apresentadas por Ansari *et al.* (2016) (Adaptado de ANSARI *et al.*, 2016).

Tabela 2.5 – Propriedades para os três tipos de UHMWPE avaliados por Ansari *et al.* (2016).

	Taxa de deslocamento [mm/min]	UHMWPE convencional	Reticulado refundido	Reticulado Vitamina E
Módulo de elasticidade [MPa]	30	378±18	334±8	460±21
	150	388±24	365±8	457±17

Tensão real de escoamento [MPa]	30	17,8±2,1	15,3±1,0	20,6±0,7
	150	19,5±1,3	17,1±1,9	22,5±0,9
Deformação real de escoamento	30	0,046±0,003	0,045±0,004	0,044±0,002
	150	0,051±0,004	0,049±0,010	0,049±0,003
Tensão máxima real [MPa]	30	183±20	130±37	150±32
	150	187±26	127±31	146±19
Deformação real máxima	30	4,0±0,3	3,0±0,4	3,0±0,3
	150	4,1±0,2	2,9±0,3	3,0±0,2

O UHMWPE reticulado e adicionado de vitamina E apresentou o maior módulo de elasticidade e tensão máxima, seguido pelo UHMWPE virgem ou convencional e pelo UHMWPE reticulado e refundido.

Ambos os UHMWPE reticulados exibiram propriedades significativamente mais baixas de tração final quando comparados ao UHMWPE convencional. Este resultado reflete a ductilidade reduzida dessas formulações, devido à reticulação, corroborando o que se encontra na literatura sobre o assunto, por exemplo, Simis *et al.* em 2006.

As amostras para o ensaio de propagação da trinca foram submetidas a um controle de carregamento com onda senoidal à uma frequência de 5 Hz. De acordo com Ansari *et al.* (2016), o teste foi realizado à temperatura ambiente com um sistema de arrefecimento a ar para minimizar o aquecimento causado pela histerese.

Os autores adotam a aproximação pela mecânica da fratura linear-elástica para avaliar a propagação de trincas em função do raio na raiz do entalhe, tratamento térmico e adições de vitamina E.

O grau de plasticidade do entalhe para cada tipo de UHMWPE foi avaliado utilizando-se o método de elementos finitos. A avaliação experimental da velocidade de propagação de trinca em função da intensidade de tensão foi realizada sob carga de tração cíclica, levando em consideração o comprimento de trinca e a plastificação do entalhe.

Os resultados obtidos pelos autores demonstraram que a propagação de fissuras no UHMWPE é afetada principalmente pela microestrutura (reticulação) ao invés das diferenças na geometria do entalhe.

2.6 O fenômeno de *Ratchetting*

O fenômeno de *ratchetting* em polímeros em geral e em especial no UHMWPE vem sendo estudado ao longo dos últimos anos de maneira que se faz importante a avaliação do estado da arte, até mesmo em separado à compilação de trabalhos sobre curvas de fadiga e tensão-deformação. Neste item buscar-se-á resumir dados, metodologias e conclusões acerca de trabalhos recentes sobre o efeito de *ratchetting*, dando-se prioridade ao UHMWPE.

Ratchetting (deformação plástica progressiva / efeito catraca ou fluência cíclica), se trata de um efeito em que o componente, sob carregamento cíclico, acumula deformações plásticas a cada ciclo.

2.6.1 Liu *et al.* (2008)

Neste trabalho, a evolução do *ratchetting* no polimetilmetacrilato (PMMA) em diferentes temperaturas e níveis de tensão foi investigada através de ensaios de fadiga uniaxiais por controle de tensão. A região de crescimento estável da deformação de *ratchetting*, a uma taxa constante, foi observada em todas as amostras do estudo. Segundo os autores este fenômeno afeta significativamente a vida total de falha por fadiga. Resultados experimentais mostraram também que a taxa de *ratchetting* varia dependendo da temperatura e carregamento aplicado.

Liu *et al.* (2008) afirmam que o *ratchetting* termina por gerar fadiga no polímero e é um contribuinte para a falha. Além disso, os mecanismos de materiais poliméricos são sensíveis à temperatura e os efeitos de *ratchetting*. Por isso, para efeitos de previsão da vida em aplicações de materiais poliméricos, é importante compreender o comportamento de fluência cíclica acumulada do material e determinar a falha sob as condições de carga e de temperatura impostos, sendo que as deformações totais de *ratchetting* aumentam proporcionalmente com a carga e temperatura.

2.6.2 Pan *et al.* (2010)

Pan *et al.* (2010) relatam que estudos anteriores mostram que o comportamento de *ratchetting* difere muito entre diferentes materiais poliméricos. De acordo com o autor não podemos deduzir diretamente a evolução da deformação de *ratchetting* de materiais poliméricos não testados a partir dos resultados obtidos a partir de testes de outros polímeros.

Em seu trabalho os autores observam o *ratchetting* uniaxial da PEI (Polieterimida) e discutem os efeitos da tensão média aplicada, da amplitude de tensão, das taxas de tensão aplicadas e do tempo de retenção, de 20 segundos, no pico de tensões, chamado de *hold time* (Figura 2.36), no efeito de *ratchetting*.

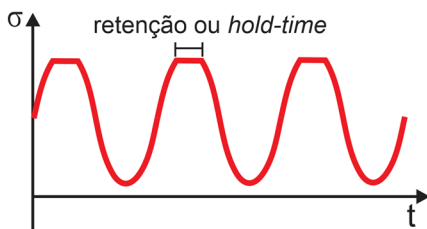


Figura 2.36 – Exemplo de um carregamento, por controle de carga, com retenção ou *hold-time* no pico de tensões. (Elaborado pelo autor)

Como conclusão, notam que a deformação de *ratchetting* aumentou progressivamente com o número de ciclos, enquanto a taxa diminuiu rapidamente nos ciclos iniciais, e depois atingiu um estado quase estável, com uma velocidade de deformação constante. Pan *et al.* (2010) apontam que o *ratchetting* do polímero estudado depende dos níveis de tensão aplicados e que esta dependência é mais sensível às variações de tensões médias aplicadas do que às variações de amplitudes de tensão.

2.6.3 Hassan *et al.* (2011)

Segundo Hassan *et al.* (2011) o desgaste de próteses tem sido associado a deformações plásticas e propriedades em fadiga e fratura do UHMWPE.

De acordo com os autores as tensões residuais podem agir como uma tensão média da carga cíclica e induzir *ratchetting* sob fadiga e consequentemente gerar danos sob um carregamento cíclico persistente.

Afirmam ainda que o dano acumulado causado pelo *ratchetting* pode ser obtido via ensaios cíclicos por controle de carga e isto teria uma importância significativa para estimar o tempo de vida de próteses de UHMWPE.

Apontam, os autores, que o dano acumulado de *ratchetting*, que é obtido através de ensaios cíclicos por controle de tensão, pode ser de significante importância para estimar o dano por desgaste de próteses, sob tensões residuais e tensões médias.

Segundo Hassan *et al.* (2011), estudos sobre o efeito de *ratchetting* uniaxial de vários termoplásticos e materiais de borracha natural têm sido experimentalmente investigados e os resultados demonstram a influência de tensões médias e amplitudes de tensão nas deformações de *ratchetting*.

O trabalho realizado por Hassan *et al.* (2011), desenvolve um conjunto sistemático de ensaios experimentais do UHMWPE, sob carregamentos cíclicos uniaxiais controlados por tensão e deformação. Para os ensaios sob controle de deformação, utilizou-se taxa constante de 0,1%/s com simetria no ciclo. Nos ensaios por controle de tensão, foi utilizada uma taxa de tensão estimada (representa uma taxa de deformação média de 0,1%/s) em 0,82 MPa/s. Os resultados encontrados foram analisados a fim de compreender o comportamento da plastificação cíclica dos materiais e para determinar a faixa de aplicabilidade em novos estudos. A Figura 2.37 apresenta uma curva de *ratchetting* obtida nos ensaios de Hassan *et al.* (2011).

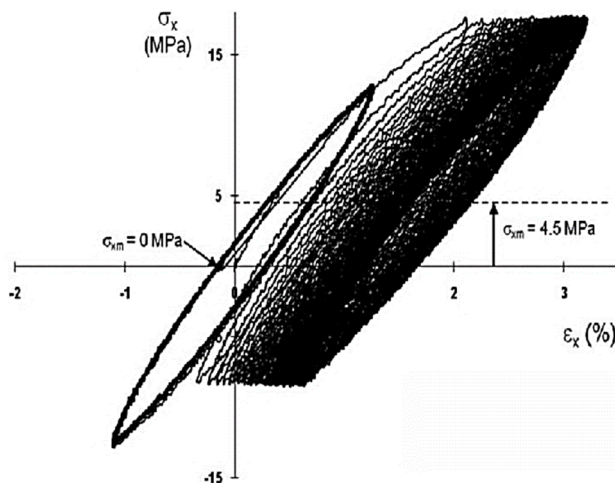


Figura 2.37 – Efeito de *ratchetting* devido à tensão residual obtido por Hassan *et al.* (2011) (HASSAN *et al.*, 2011).

2.6.4 Lu *et al.* (2014)

Segundo Lu *et al.* (2014), grande parte dos conteúdos referentes ao *ratchetting* encontrados na literatura têm o foco em materiais metálicos, sendo que este fenômeno em materiais poliméricos não tem sido tão investigado.

Os autores investigam o *ratchetting* uniaxial do Policarbonato (PC) em diferentes temperaturas e taxas de carregamento. Para garantir a homogeneização, as amostras foram mantidas por 1 hora na temperatura de ensaio antes do seu início.

Concluem, por fim, que o fenômeno de *ratchetting*, assim como sua taxa, aumentam com o aumento da temperatura.

2.6.5 Xi *et al.* (2015)

Xi *et al.* investigaram, no ano de 2015, o *ratchetting* uniaxial de dois policarbonatos com pesos moleculares diferentes para avaliação da relação do *ratchetting* com esta propriedade do material.

Segundo os autores, o efeito de deformação *ratchetting* em materiais poliméricos tem sido alvo de muitos estudos. Porém, apontam que os resultados publicados por estudos atuais, mostram complexidade e dependência dos tipos de materiais poliméricos em relação ao efeito de deformação *ratchetting*.

Para observar o que foi proposto, realizam testes cíclicos uniaxiais, por controle de carga, à temperatura ambiente. Terminam por discutir os efeitos da tensão média, amplitude de tensão, tempo de retenção, de 10, 60 e 3600 segundos, no pico de tensões (*hold time*) e taxa de deformação na deformação de *ratchetting*.

Xi *et al.* (2015) concluem que a deformação de *ratchetting* aumenta com o número de ciclos na direção da tensão média e que a taxa de deformação *ratchetting* diminui até se estabilizar com um valor constante depois de alcançado determinados ciclos. Dos ensaios cíclicos com amplitude de tensão constante e várias tensões médias, os autores identificam uma influência significativa no *ratchetting* dos polímeros estudados e apontam um aumento de deformação *ratchetting* com o aumento da tensão média aplicada. Além disso comparam os comportamentos de *ratchetting* dos polímeros, com pesos moleculares diferentes, e concluem que, sob o mesmo nível de tensão, a deformação de *ratchetting* do material com um peso molecular mais elevado é maior do que a do material com um peso molecular mais baixo. Segundo os autores isto pode ser explicado fenomenologicamente como as contribuições da recuperação viscosa e da deformação irrecuperável acumuladas para a deformação de *ratchetting* dos polímeros de policarbonato.

Já nos resultados sobre a amplitude de tensão, concluem que ambos os polímeros apresentam um aumento de deformação *ratchetting*, inclusive em relação à taxa, com o aumento da amplitude de tensão. Além

disso, o fenômeno de *ratcheting* do polímero de maior peso molecular se mostra mais intenso que o de menor peso molecular.

Xi *et al.* (2015) também fazem uma comparação da sensibilidade do fenômeno de *ratcheting* em relação às variações de tensão média aplicadas e às variações de amplitude de tensão aplicadas. Foi observado que o *ratcheting* uniaxial dos dois materiais é mais sensível à tensão média aplicada do que a amplitude da tensão.

2.6.6 Chen *et al.* (2015)

Chen *et al.* (2015) investigam o comportamento do *ratcheting* do UHMWPE sob carregamentos cíclicos controlados por tensão e carregamentos cíclicos controlados por deformação. São discutidos os efeitos de níveis de carga aplicada e as taxas sobre a deformação cíclica do UHMWPE. Além disso, a variação de temperatura na superfície da amostra (isto é, efeito térmico) durante a deformação cíclica do UHMWPE é medida e discutida.

Segundo os autores, uma vez que a deformação mecânica de polímeros é muito sensível à variação de temperatura, a característica de amolecimento cíclico do UHMWPE é originada do aumento de temperatura observado durante o ensaio.

A variação de temperatura na superfície da amostra fora medida durante o ensaio, por um termômetro infravermelho FLIRA65sc, para descrever qualitativamente a tendência de produção de calor interno do UHMWPE durante os ciclos de carga. Observou-se que o aumento de temperatura na superfície da amostra, no ensaio controlado por carga, não é tão significativo quanto ao aumento de temperatura observado nos ensaios cíclicos controlados por deformação. Isso se deu, segundo os autores, devido à pequena amplitude de deformação correspondente.

A Figura 2.38 ilustra a influência da taxa de deformação no aumento de temperatura do UHMWPE. Observa-se que para um ensaio realizado a uma taxa de deformação de 0,1/s há um aumento de temperatura de 15°C.

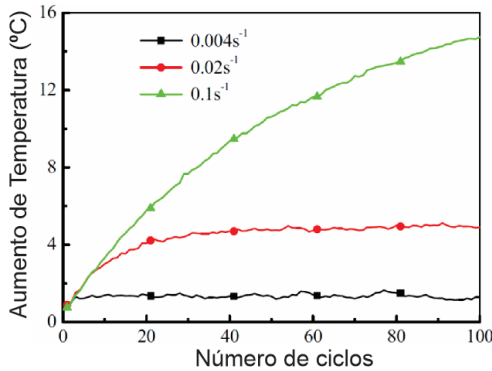


Figura 2.38 – Ensaio realizado por Chen *et al.* (2015) com diferentes taxas de deformação. (Adaptado de CHEN *et al.*, 2015)

A Figura 2.39 ilustra um ensaio assimétrico por controle de tensão (tensão média não nula) para investigar o comportamento cíclico do UHMWPE. A tensão cíclica uniaxial utilizada para o ensaio foi de 6 ± 10 MPa (isto é, a tensão média aplicada é de 6 MPa e a amplitude de tensão é 10 MPa), a uma taxa de tensão de 5MPa.s^{-1} .

Chen *et al.* (2015) concluem, por fim, que ocorre fluência cíclica ou *ratchetting* no UHMWPE durante o carregamento cíclico controlado por tensão assimétrica. No entanto, segundo os autores, a produção de calor interno é insignificante, devido à pequena amplitude de deformação correspondente.

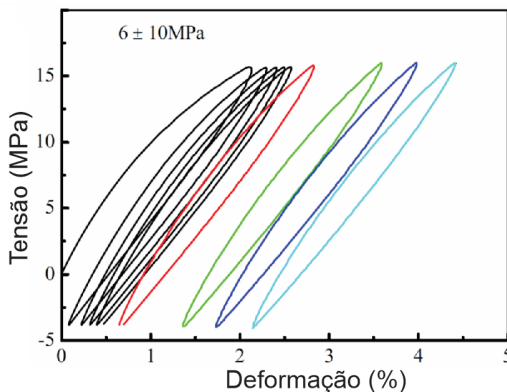


Figura 2.39 – Teste cíclico uniaxial controlado por tensão de Chen *et al.* (2015). (Adaptado de CHEN *et al.*, 2015)

Apontam, os autores, que o *ratchetting* do UHMWPE exhibe uma forte dependência das tensões médias e amplitude de tensões aplicadas, assim como, dependência da taxa com que são aplicadas.

2.6.7 Chen *et al.* (2016)

Chen *et al.* Realizaram, no ano de 2016, testes uniaxiais cíclicos, controlados por tensão, no UHMWPE em diferentes temperaturas.

Os autores indicam a não existência, até então, de uma discussão na literatura sobre uma comparação do *ratchetting* uniaxial do UHMWPE com diferentes temperaturas e diferentes históricos de carregamentos.

Os efeitos do nível de tensão, taxa de tensão aplicada, tensões de pico/vale e história de carregamento no *ratchetting* do UHMWPE foram discutidos em diferentes temperaturas. A dependência do *ratchetting* em termos da temperatura também foi abordada.

Foram realizados testes monotônicos e cíclicos.

Todos os corpos de prova foram mantidos em temperatura controlada por 1 hora para homogeneização da mesma em todo volume de material.

Nos ensaios monotônicos os corpos de prova foram carregados a uma taxa de 5 MPa/s até a deformação de 30% da região útil. Após isso foi realizado o descarregamento a uma taxa de 1 MPa/s até se atingir a tensão nula, que se manteve por 1 hora para avaliar o comportamento da deformação residual produzida imediatamente após o carregamento nulo.

Os ensaios cíclicos, por controle de carregamento, foram divididos em grupos de testes: de uma única etapa e com múltiplos passos para revelar o comportamento de *ratchetting* do UHMWPE.

Nos testes cíclicos de um só passo foram utilizadas duas tensões médias ($0,3\sigma_y$ e $0,4\sigma_y$ – sendo σ_y a tensão de escoamento do material), duas amplitudes de tensão ($0,3\sigma_y$ e $0,4\sigma_y$), duas taxas de tensão (1 MPa/s e 5 MPa/s) e o efeito de dois tempos de retenção (*hold time*), no pico de tensões e no vale de tensões, de zero e três segundos, ilustrados pela Figura 2.40.

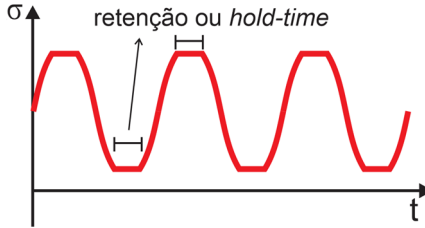


Figura 2.40 – Exemplo de um carregamento, por controle de carga, com retenção ou *hold-time* no pico e no vale de tensões (Elaborado pelo autor).

A tensão de escoamento do UHMWPE foi definida como a maior tensão nominal obtida das curvas de tensão-deformação a diferentes temperaturas.

Os autores do trabalho aqui resumido fazem a definição de alguns parâmetros, quais sejam:

1. Taxa de deformação residual recuperável.

$$R_{rs} = \frac{\varepsilon_0 - \varepsilon_T}{\varepsilon_0} \times 100\% \quad (2.13)$$

Onde, ε_0 é a deformação residual axial obtida imediatamente após a descarga para tensão nula e ε_T é a deformação residual após o tempo de espera de 1 hora mantido em tensão nula.

2. Deformação de *Ratchetting*.

$$\varepsilon_r = \frac{\varepsilon_{m\acute{a}x} + \varepsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.14)$$

Onde, ε_{min} e ε_{max} são as deformações axiais mínimas e máximas em cada ciclo, respectivamente.

3. Deformação de *Ratchetting* relativa (RRS).

$$RRS = \varepsilon_{rN} - \varepsilon_{r1} \quad (2.15)$$

onde ε_{r1} e ε_{rN} são as deformações de *ratchetting* obtidas no primeiro e no enésimo ciclo, respectivamente. Além disso, a *RRS* é usada para comparação dos diferentes resultados experimentais causados pelos diferentes valores de ε_{r1} .

Chen *et al.* (2016) afirmam que a curva de tensão por deformação, sob tração, do UHMWPE depende da temperatura de ensaio assim como as tensões correspondentes incluindo a diminuição da tensão de

escoamento, com o aumento da temperatura. A Figura 2.41 apresenta os resultados obtidos para diversas temperaturas.

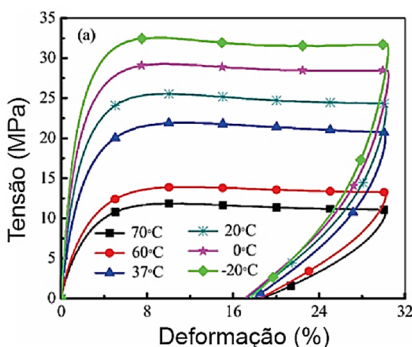


Figura 2.41 – Resultados dos ensaios de tração monotônicos em diferentes temperaturas de Chen *et al.* (2016) (Adaptado de CHEN *et al.*, 2016)

Os referidos autores observam de suas experimentações que a deformação residual do UHMWPE consiste em duas partes: a primeira é a deformação visco-elástica, recuperável, e a segunda a deformação visco-plástica, não recuperável.

Chen *et al.* (2016) apontam que o efeito de *ratchetting* aumenta com o número crescente de ciclos. A taxa de deformação de *ratchetting* diminui gradualmente no início do carregamento cíclico por causa do encruamento do material. Depois de certo número de ciclos, o efeito *ratchetting* evolui de forma estável com o aumento do número de ciclos, como mostrado nas Figuras 2.42 e 2.43. Os autores acreditam que isto pode ser causado pela ocorrência de deformação viscosa no nível de tensão aplicado e comparam a semelhança do efeito com a de outros polímeros como poliéterimida, PTFE, PC e metacrilato de polimetilo.

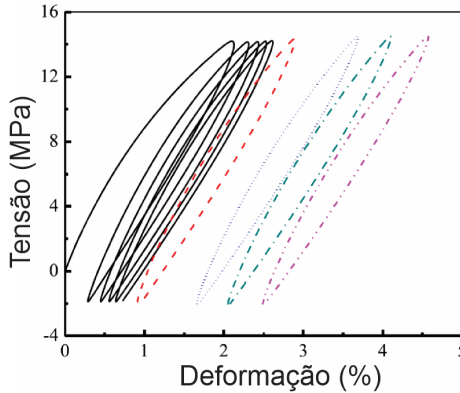


Figura 2.42 – *Ratchetting* apresentado por Chen *et al.* (2016). (Adaptado de CHEN *et al.*, 2016)

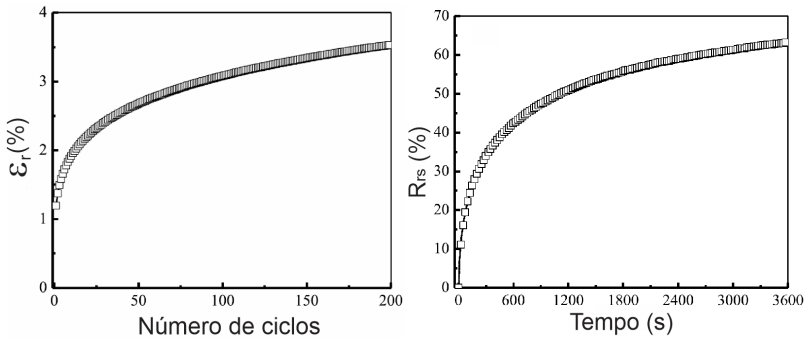


Figura 2.43 – Deformação de *Ratchetting* (à esquerda) e taxa de deformação residual recuperável (à direita) obtidas por Chen *et al.* (2016). (Adaptado de CHEN *et al.*, 2016)

Os gráficos apresentados nas Figuras 2.41 e 2.42 foram obtidos de um teste cíclico com tensões de $0,3\sigma_y \pm 0,4\sigma_y$ ($\sigma_y = 20,7\text{MPa}$) a uma taxa de 5MPa/s e a 37°C .

Segundo Chen *et al* o *ratchetting* é produto das deformações viscoelásticas e viscoplásticas do UHMWPE. Além disso, a deformação de *ratchetting* obtida no último ciclo é quase idêntica à soma da deformação residual e da recuperação elástica instantânea imediatamente após o descarregamento no final do ensaio.

Ainda neste mesmo artigo, os autores avaliam os efeitos da tensão média e da amplitude de tensão no efeito de *ratchetting*, observando que o efeito da tensão média na deformação *ratchetting* (ϵ_r) e na taxa de deformação de *ratchetting* relativa (RRS) do UHMWPE, é maior do que

o efeito causado pela amplitude de tensão. No entanto, se a razão recuperável R_{rs} é avaliada, nota-se sua dependência em relação à amplitude da tensão aplicada.

2.6.8 Miller *et al.* (2016)

Miller *et al.* (2016) investigaram a resposta de polímeros sintéticos utilizados na biomedicina como 50/45 (50% Metacrilato com 45% Metil metacrilato), PCU (Policarbonato-uretano) e um tecido do menisco bovino sob carregamento cíclico compressivo em condições aquosas.

Segundo os autores, quando se trata de avaliar a fadiga em componentes de engenharia, as aproximações utilizadas tipicamente são para metais e polímeros rígidos e geralmente não se aplicam aos polímeros não rígidos. A discrepância é devido ao comportamento não linear e às altas deformações que estes materiais apresentam.

Afirmam que o comportamento em fadiga, para a maioria dos polímeros, é afetado por fatores como histórico de carga, fator R, taxa de deformação, geometria, frequência, temperatura e ambiente.

Os autores também expõem que a literatura sobre a fadiga e sobre o comportamento cíclico (alto ciclo) destes polímeros, em condições fisiológicas, é relativamente pequena.

Apresentam três objetivos para o trabalho realizado. O primeiro é examinar as propriedades de fadiga e respostas ao carregamento cíclico de polímeros sintéticos com diferentes transições termomecânicas para compreender a relação entre estas transições e seus comportamentos mecânicos. O segundo é compreender a resposta ao carregamento cíclico (fluência, recuperação, acúmulo de dano) para os materiais mais promissores da primeira avaliação. E por fim, comparar o comportamento dos polímeros sintéticos com tecidos biológicos não rígidos.

Os testes cíclicos foram realizados por controle de força, à 10 Hz, com o limite inferior dos carregamentos de 1 MPa e limites superiores de 2,5 – 50 MPa em amostras cilíndricas. Cada material foi testado de acordo com o limite de tensões superior para desenvolver uma curva de vida de fadiga. Os testes foram executados até a falha, definida como um aumento de 10% na deformação a partir do valor inicial, ou até atingir 1 milhão de ciclos.

Miller *et al.* (2016) observam que os materiais que apresentaram valores altos de $tg \delta$, definida pela Equação 2.16, são os que apresentaram o maior *ratchetting*.

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (2.16)$$

Onde, E'' é o módulo de perda (contribuição viscosa ou de dissipação de energia) e E' é o módulo de armazenamento (contribuição elástica ou de armazenamento de energia).

Segundo Miller *et al.* (2016), um ocasional aumento do *ratchetting* com um aumento na frequência de carregamento está relacionado à diminuição do módulo de elasticidade assim como à diminuição do tempo para a recuperação de deformação. Este efeito já foi estudado e documentado por outros autores como Constable *et al.* (1970) (*apud* Miller *et al.* (2016)).

2.6.9 Lu *et al.* (2016)

Segundo Lu *et al.* (2016), deformação *ratchetting* é um acúmulo cíclico de deformação inelástica durante uma solicitação cíclica por controle de carga com tensão média diferente de zero.

Segundo os autores conclui-se, a partir dos resultados já existentes na literatura, que o *ratchetting* em polímeros apresenta uma forte dependência do tempo e da temperatura devido à viscosidade, que varia de acordo com diferentes polímeros. Tal conclusão, segundo os autores, tem respaldo em estudos realizados por outros autores que também mostram a dependência do tempo no efeito de *ratchetting* de polímeros.

Lu *et al.* (2016) observam que o efeito de *ratchetting* depende muito da amplitude de tensão aplicada, sendo que valores altos de amplitude de tensão resultam em um efeito mais significativo de *ratchetting*.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão abordadas todas as etapas de projeto e desenvolvimento dos procedimentos experimentais, bem como os materiais utilizados na presente pesquisa.

3.1 Matéria-prima

A confecção das amostras foi feita a partir de uma barra de secção circular com diâmetro de $65,0 \pm 0,1$ mm e comprimento de 1000 ± 1 mm de UHMWPE não reticulado GUR 1050 do fabricante britânico Orthoplastics, do lote 12105M, da linha específica para a produção de próteses e fabricado pelo processo de extrusão denominado *Ram Extrusion*. O material foi doado pela empresa MDT - Indústria Comércio Importação e Exportação de Implantes Ltda.

Os dados do material fornecidos pelo fabricante indicam que a densidade do material é de 930 mg/mm^3 e os valores de propriedades mecânicas realizados segundo a norma ASTM F648-13 (D638-10) são apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Propriedades do UHMWPE fornecidas pelo fabricante.

Tensão de escoamento	23,90 MPa
Tensão de ruptura	60 MPa
Elongamento de ruptura	417%

3.2 Confecção dos corpos de prova

Inicialmente os corpos de prova foram produzidos baseando-se no trabalho desenvolvido por Sonnenhohl (2015) com ajuste das dimensões para aproveitamento da barra de UHMWPE utilizada.

A extração dos cilindros para posterior usinagem dos corpos de prova (Figura 3.1) foi efetuada por jato d'água com partículas abrasivas (sílica). A usinagem foi realizada pela empresa USIMAQ e após avaliação constatou-se a inviabilidade de fabricação deste tipo de corpo de prova devido à imprecisão da usinagem e dificuldades de trabalho com o UHMWPE (Figura 3.2).

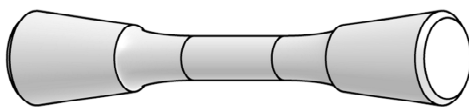


Figura 3.1 – Corpo de prova cilíndrico.

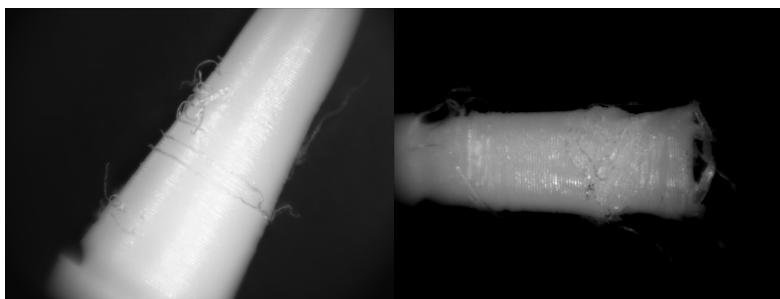


Figura 3.2 – Defeitos de usinagem dos corpos de prova de UHMWPE.

Observada a impossibilidade de confecção de corpos de prova tais quais os descritos, partiu-se para a opção de corpos de prova de seção retangular sugerida em normas de ensaios de polímeros como ASTM D638 e ISO 37.

Fez-se, então, a avaliação numérica das geometrias propostas pelas normas ISO e ASTM, além de outras duas geometrias propostas neste trabalho (denominadas #1 e #2) buscando-se o melhor aproveitamento da barra de UHMWPE disponível. As dimensões das geometrias avaliadas são apresentadas nas Figuras 3.3, 3.4, 3.5 e 3.6.

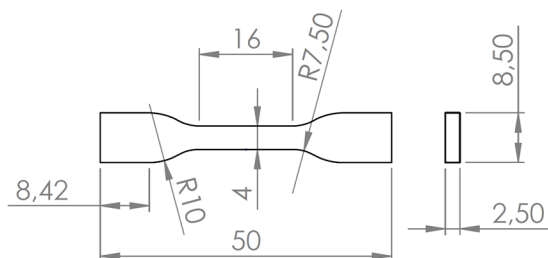


Figura 3.3 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova da norma ISO 37.

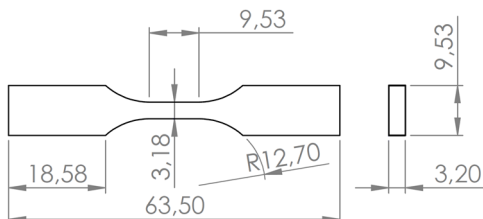


Figura 3.4 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova da norma ASTM D638.

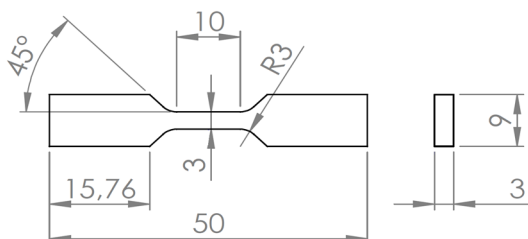


Figura 3.5 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova #1.

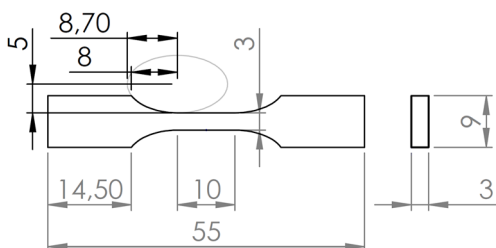


Figura 3.6 – Geometria com dimensões em mm do corpo de prova #2.

As avaliações foram feitas pelo método de elementos finitos utilizando-se os *softwares* HyperWorks da Altair® e objetivaram observar a concentração de tensão causada pela mudança de geometria da região de fixação para a região útil dos corpos de prova (Figura 3.7). Como parâmetros de material foram utilizados os valores de 800 MPa para o módulo de Young, 0,44 para o coeficiente de Poisson e as demais propriedades fornecidas pelo fabricante do UHMWPE utilizado. A análise considerou os corpos de prova fixos na base com aplicação de deslocamento prescrito de 1 mm na parte superior.

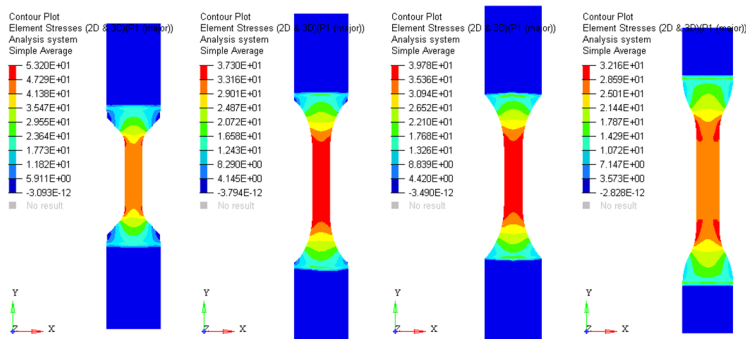


Figura 3.7 – Avaliação numérica das tensões nos corpos de prova - #1, #2, ASTM D638 e ISO37 da esquerda para a direita.

Após os resultados da análise numérica, onde compara-se valor médio de tensão obtido no meio da amostra com o valor de tensão obtido na região de transição, optou-se pela otimização da geometria dos corpos de prova baseada nas dimensões das geometrias propostas, 1ª tensão principal em análise de tração, 3ª tensão principal em análise de compressão e no melhor aproveitamento da barra de UHMWPE. O parâmetro tensão foi definido como a relação entre a máxima tensão (em valor absoluto) obtida no centro da área útil e a máxima tensão obtida na região de concentração de tensão. A Figura 3.8 apresenta a localização da aquisição destas tensões.

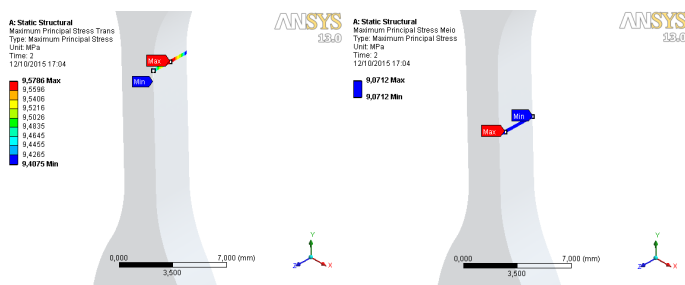


Figura 3.8 – Avaliação das tensões obtidas na região de transição de geometria (à esquerda) e da região central do corpo de prova (à direita).

Essa otimização foi realizada utilizando-se os *softwares* ANSYS®/modeFRONTIER®. Uma explicação mais detalhada, com figuras, valores, procedimentos e parâmetros da otimização estão dispostos no Apêndice A.

Como resultado obteve-se uma geometria com as melhores características entre as quatro geometrias avaliadas e melhor adequação à extração dos corpos de prova da barra de UHMWPE disponível. A Figura 3.9 mostra o desenho com dimensões da geometria ótima e o aproveitamento na barra de UHMWPE.

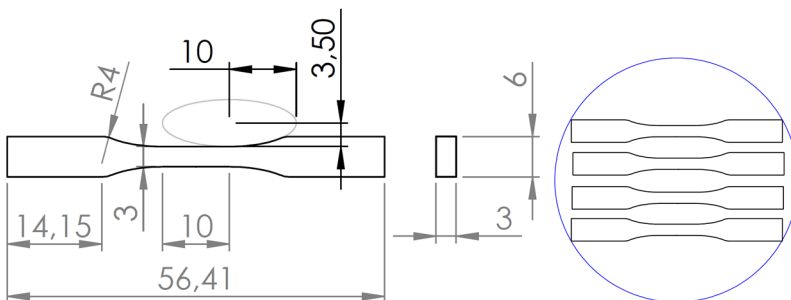


Figura 3.9 – Corpo de prova otimizado à esquerda e esquema de extração da barra à direita.

O corpo de prova de geometria otimizada foi então avaliado numericamente (Figura 3.10), tal qual os corpos de prova anteriores, e o resultado obtido foi comparado com as geometrias anteriores tendo como parâmetros de comparação o volume do corpo de prova, a relação entre as primeiras tensões principais do centro e do concentrador de tensões e, por fim, a relação obtida para a terceira tensão principal das regiões já citadas. Sendo esta, incorporada no estudo para possibilitar o uso da geometria em ensaios com $(-1 \leq R \leq 0)$ em futuras análises.

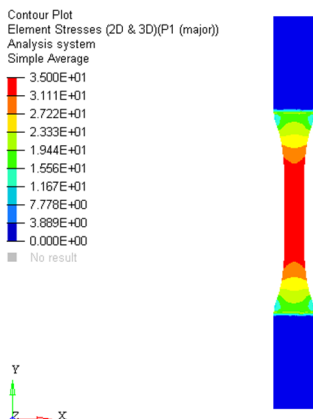


Figura 3.10 – Avaliação do corpo de prova otimizado.

A comparação dos valores dos parâmetros apresentados é exposta em forma de gráfico de barras nas Figuras 3.11, 3.12 e 3.13.

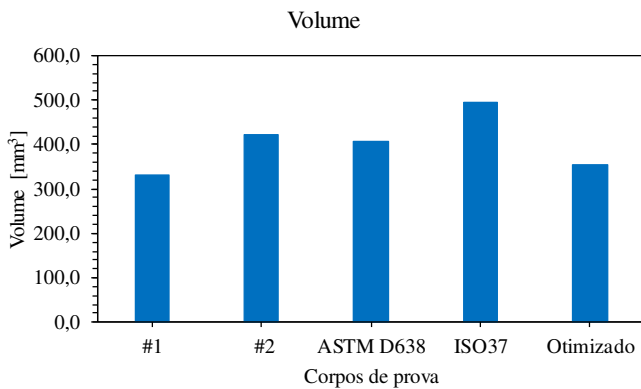


Figura 3.11 – Comparação do volume total dos corpos de prova.

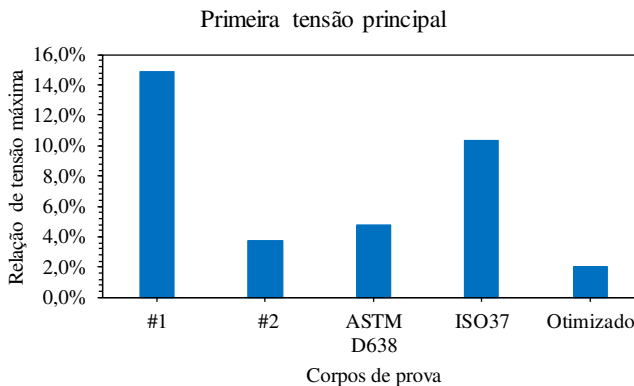


Figura 3.12 – Comparação da primeira tensão principal durante o ensaio de tração.

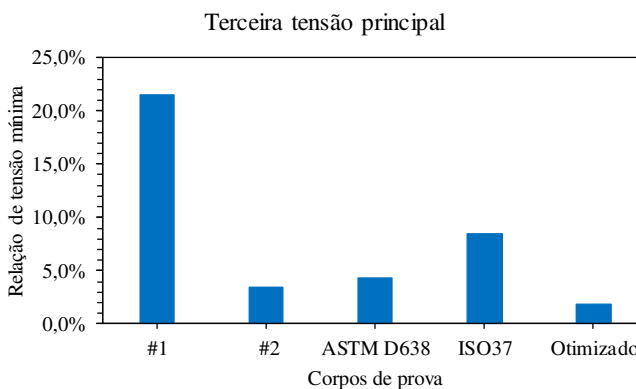


Figura 3.13 – Comparação da terceira tensão principal durante o ensaio de compressão.

Definida a geometria do corpo de prova, a fabricação foi então iniciada com o corte de discos extraídos da barra de UHMWPE. Isto foi feito com uma serra fita horizontal utilizando-se fluido de corte para evitar o aquecimento da superfície do material e consequentemente a mudança de suas propriedades mecânicas. Após a extração, os discos foram lavados em água corrente para evitar a contaminação química.

Após o processo de corte, os discos passaram por um processo de acabamento superficial com lixas 80, 120, 220, 400, 600 e 1200

progressivamente até a retirada de imperfeições e aproximação da espessura projetada do corpo de prova.

Com os discos de polietileno em mãos foi necessário projetar e fabricar o dispositivo de corte dos corpos de prova. Utilizou-se como base a norma ISO 37, usada para obtenção de corpos de prova de silicone. O uso deste dispositivo no UHMWPE gerou corpos de prova com variações geométricas fora da faixa de tolerância exigida pela ASTM D638, Figura 3.15, indicando a necessidade de uma melhor avaliação do dispositivo de corte. A Figura 3.15 apresenta uma inspeção em um corpo de prova realizada em estereoscópio. A avaliação dos corpos de prova confeccionados forneceu o *know how* para a fabricação de um dispositivo de corte com nova geometria.

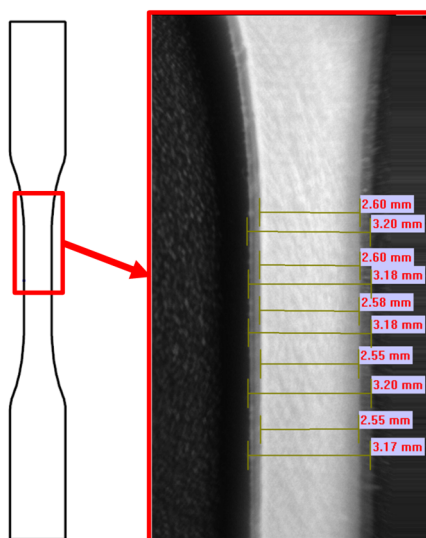


Figura 3.14 – Inspeção visual realizada com o estereoscópio.

Foi realizada então uma análise em elementos finitos (via *software* Abaqus®) para verificação (via *Software* HyperView®) da região de plastificação exterior ao corte (Figura 3.14), objetivando projetar um dispositivo de corte que exercesse uma menor influência sobre a vizinhança e, conseqüentemente, evitando que regiões plastificadas durante o processo de extração estivessem na região útil dos corpos de prova subsequentes. Esta análise foi realizada utilizando as mesmas propriedades apresentadas na avaliação dos corpos de prova para o UHMWPE e a lâmina foi simulada com as propriedades de 210 GPa para

o módulo de Young, 0,3 para o coeficiente de Poisson e 7830 kg/m^3 para a densidade. A lâmina de corte teve os movimentos nos eixos X e Y restringidos com aplicação de deslocamento no eixo Z até que o fim da espessura fosse atingido. O disco a ser cortado teve seus movimentos no eixo Z restringidos.

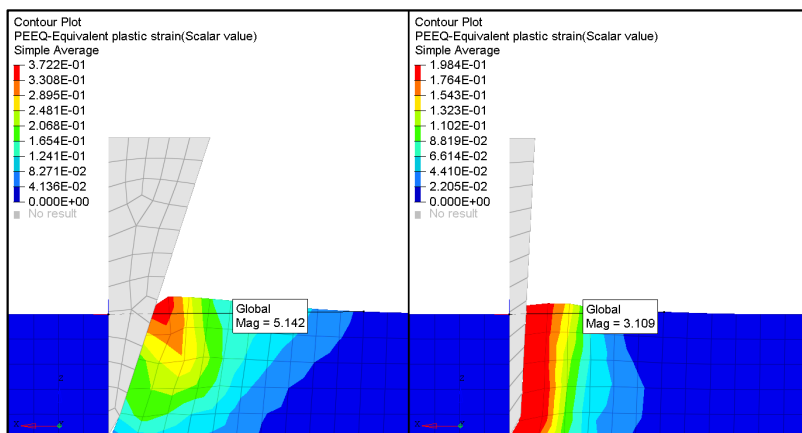


Figura 3.15 – Simulação da deformação plástica durante o corte, geometria do dispositivo de corte da Norma ISO 37 (esquerda) e desenvolvida pelo autor (direita).

Verificou-se que aproximadamente 3,12 mm do material sofreria deformações plásticas no processo de extração. Portanto, a distância mínima de 3,12 mm foi adotada entre amostras para que regiões plastificadas durante o processo de extração não interferissem na região útil de ensaio das outras amostras retiradas no mesmo disco.

Na Figura 3.16, pode-se observar as diferenças entre o dispositivo de corte da norma ISO 37 e o dispositivo confeccionado no presente trabalho.

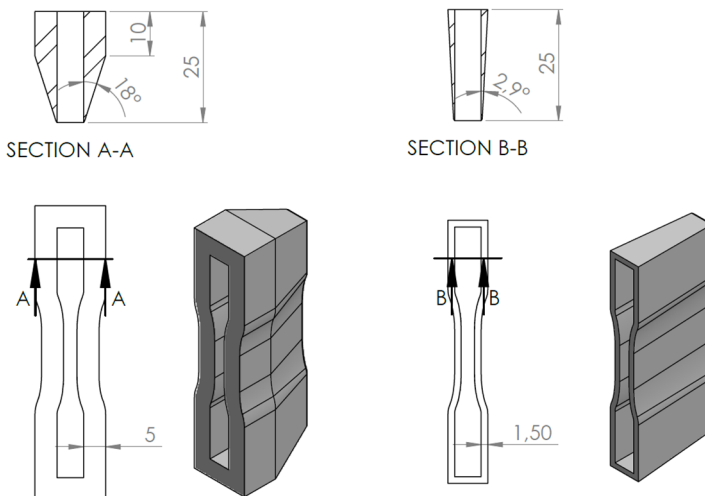


Figura 3.16 – Geometrias da Norma ISO 37 (esquerda) e desenvolvida pelo autor (direita).

Findada a fabricação do dispositivo de corte, foi feita a extração dos corpos de prova em uma prensa hidráulica manual de 15 toneladas da fabricante Specac® (modelo GS15011).

Após a obtenção dos corpos de prova foi efetuada uma inspeção visual com o estereoscópio OPTIKA® (modelo SZ-CTV) realizando-se posteriormente um ajuste do acabamento de superfície via lixamento e polimento por abrasão. Nas superfícies curvas, foi utilizada uma mini retífica manual DREMEL®.

Como última etapa foi feita a medição da largura de cada face do corpo de prova com um paquímetro em três posições da área útil. Em seguida foi verificado se a diferença de comprimento encontrava-se dentro da tolerância determinada pela Norma ASTM D638.

3.3 Dispositivos de fixação

A fixação dos corpos de prova nos equipamentos de ensaio, mantendo os eixos da máquina e das amostras centralizados, exigiu a fabricação de dispositivos levando em conta as peculiaridades do material ensaiado. Para isso tomou-se como base o artigo *Fatigue Failure Mechanisms in Polymer* dos autores Dao e Dicken apresentados na revista *Polymer Engineering and Science*, Vol. 27, No 4 no ano de 1987. Algumas adaptações foram desenvolvidas e implementadas pelo grupo do

Laboratório de Engenharia Biomecânica (LEBm-UFSC) e pelo Grupo de Análise e Projeto Mecânico (GRANTE). A Figura 3.17 apresenta uma vista em perspectiva dos dispositivos de Dao e Dicken (1987) e o utilizado no presente trabalho.

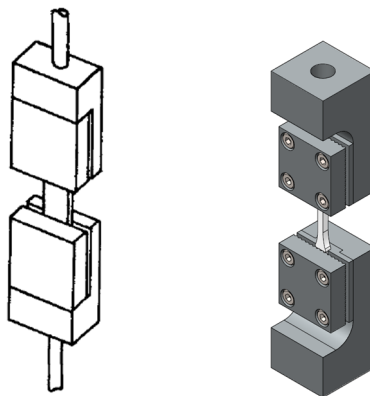


Figura 3.17 – Dispositivo de fixação. À esquerda dispositivo de Dao e Dicken (DAO e DICKEN, 1987) e à direita dispositivo fabricado.

A montagem foi realizada com a ajuda de um gabarito de fixação das garras de ensaio que garante o alinhamento vertical das amostras de forma que as tensões atuantes sejam predominantemente axiais. Este dispositivo foi desenvolvido especialmente para o presente trabalho e pode ser visto na Figura 3.18.

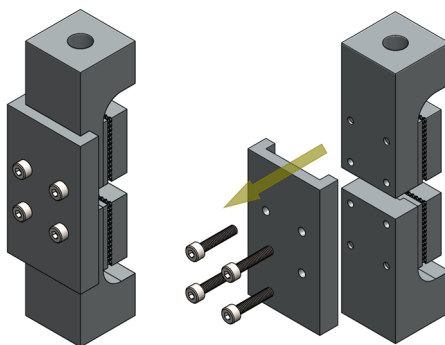


Figura 3.18 – Gabarito de fixação das garras de ensaio vista isométrica.

Após o conjunto ilustrado pela Figura 3.18 ser instalado na máquina de ensaios, o gabarito de fixação é removido para a realização dos testes, cuja configuração é esquematizada na Figura 3.19.

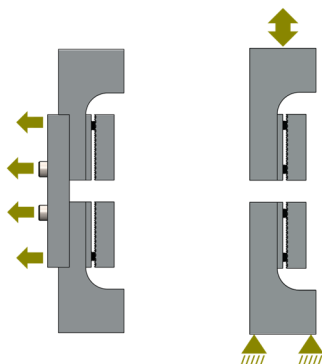


Figura 3.19 – Gabarito de fixação das garras de ensaio vista lateral.

3.4 Câmara de temperatura

Devido à dependência das propriedades do UHMWPE com relação à temperatura, os ensaios cíclicos e monotônicos foram realizados em temperatura controlada de 37°C, que é aproximadamente a temperatura intracorporal humana, sendo este o valor de interesse, haja vista a utilização dos produtos finais (implantes) de UHMWPE.

Para o controle de temperatura utilizou-se uma câmara de temperatura controlada (Figura 3.20) onde resistências elétricas aquecem o ar e por convecção atinge-se a temperatura desejada no corpo de prova.

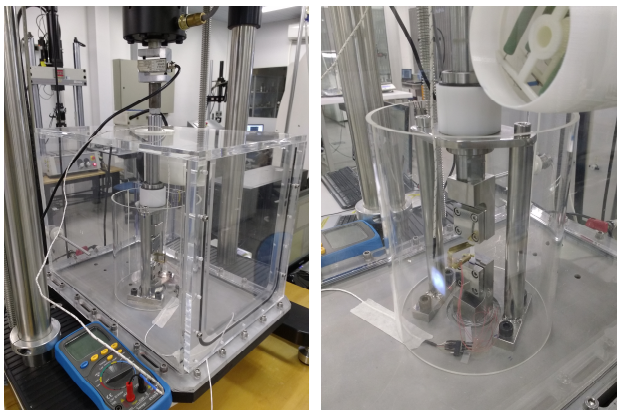


Figura 3.20 – Vistas da câmara de temperatura controlada utilizada nos ensaios.

3.5 Condicionamento das amostras

O condicionamento das amostras foi efetuado à temperatura de 37°C por cerca de 1 hora. Este tempo de aclimação foi escolhido com base em trabalhos de autores como Liu *et al.* (2008), Lu *et al.* (2014) e Chen *et al.* (2016).

3.6 Ensaios monotônicos

Ensaios monotônicos foram realizados para a obtenção das relações entre tensão e deformação do UHMWPE.

Os ensaios cíclicos foram realizados em uma máquina *EletroForce* Bose (Modelo: 3300 series II) cujo *software* de controle é o Wintest® versão 7.01. A célula de carga utilizada para o controle foi uma BOSE (Modelo: 10100CH-1K-B) de 1000 lbf (aproximadamente 4500N) de capacidade. Para a aquisição de dados, foi utilizado um sistema universal de 8 canais HBM QuantumX (Modelo: MX840B), sendo o *software* utilizado o CatmanAP 3.0.3.100.

Para melhor resolução de medida dos valores de força realizada durante o ensaio e para que os dados de deslocamento e força compartilhassem da mesma taxa de aquisição foi utilizada uma célula de carga R&S (Modelo: SB) de 50 kgf de capacidade em série com a célula de carga que realiza o controle.

Para a aquisição dos valores de deslocamento reais na amostra, foi utilizado o transdutor de deslocamento, descrito no item 3.7.3 deste

capítulo, tendo sido realizada a calibração adicional na temperatura de 23°C.

Foram utilizados 16 corpos de prova, sendo 8 ensaiados na temperatura de 23°C e 8 em temperatura de 37°C. Para cada grupo de 8 corpos de prova, 4 foram ensaiados na velocidade de carregamento, para a taxa de deformação proveniente do ensaio cíclico com maior carregamento dinâmico à 5Hz (R = 1/9 ensaios #1) e os 4 corpos de prova restantes foram ensaiados utilizando a velocidade de carregamento para a taxa de deformação proveniente do ensaio à 3Hz (R = 1/7 ensaios #3), ambos com o formato de onda triangular (ROSA, 2004). A Figura 3.21 ilustra as velocidades e taxas de deformação obtidas por ensaios preliminares para a condição de carregamento à 3 Hz (R = 1/7). Os valores de velocidade podem ser vistos na Tabela 3.2.

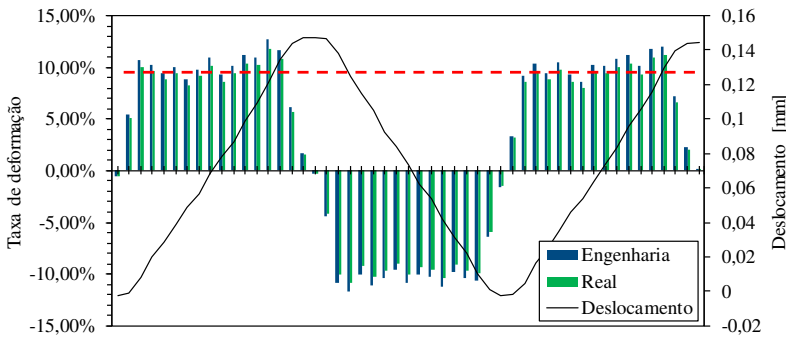


Figura 3.21 – Velocidades e taxas de deformação obtidas pela curva de deslocamento em um determinado intervalo de dados (R = 1/7 ensaios #3).

Tabela 3.2– Velocidades e taxas obtidas pelos ensaios cíclicos.

Condição	Velocidade [mm/s]	Taxa de deformação real [%/s]
R = 1/9 ensaios #1	7,0	30,0
R = 1/7 ensaios #3	2,0	9,6

3.7 Ensaios cíclicos

Os ensaios cíclicos foram realizados em uma máquina *EletroForce* Bose (Modelo: 3300 series II) cujo *software* de controle é o Wintest® versão 7.01. A célula de carga utilizada para o controle foi uma BOSE (Modelo: 10100CH-1K-B) de 1000 lbf (aproximadamente 4500N) de

capacidade. Para a aquisição de dados, foi utilizado um sistema universal de 8 canais HBM QuantumX (Modelo: MX840B), sendo o software utilizado o CatmanAP 3.0.3.100. Para melhor resolução de medida dos valores de força realizada durante o ensaio e para que os dados de deslocamento e força compartilhassem da mesma taxa de aquisição, foi utilizada uma célula de carga R&S (Modelo: SB) de 50 kgf de capacidade em série com a célula de carga que realiza o controle. A Figura 3.22 apresenta a configuração do ensaio cíclico realizado.

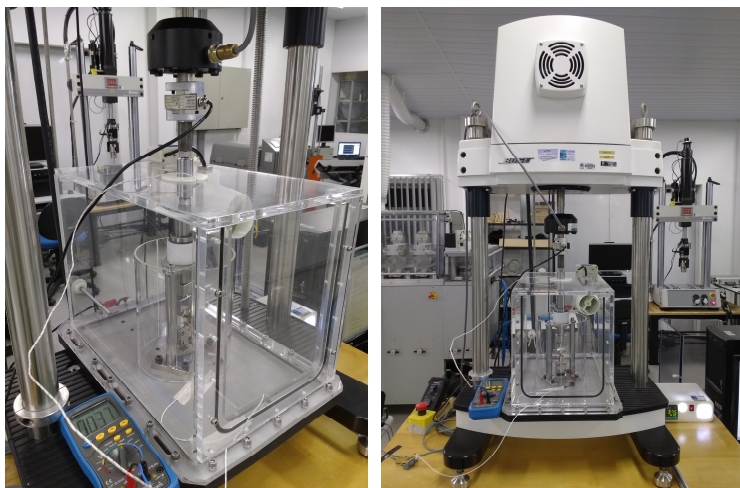


Figura 3.22 – Configuração do ensaio cíclico.

O formato de onda utilizado foi o triangular de acordo com Rosa (2004). Os ensaios foram feitos por controle de carga em frequência de 5 Hz, seguindo a norma ASTM D7791-12. Utilizou-se a taxa de aquisição de 100Hz, pois segundo Rosa e Roesler (2012), a frequência de aquisição deve ser pelo menos vinte vezes maior que máxima frequência presente no ensaio. De fato, pela Equação 3.1, temos um erro máximo de 1,23% na amplitude do sinal, sendo f_a e f_s são as frequências de aquisição e sinal respectivamente.

$$e = 1 - \cos\left(\frac{\pi}{f_a/f_s}\right) \quad (3.1)$$

Foram conduzidos três tipos de ensaios (Tabela 3.3).

O primeiro foi realizado com o valor de tensão mínima no ciclo de carga (σ_{\min}) constante e quatro valores de tensão máxima no ciclo de

carga. O segundo foi realizado variando a tensão média aplicada (σ_m) e fixando a faixa de variação de tensão ($\Delta\sigma$). No terceiro, para efeito comparativo das diferentes taxas de deformação, foram feitos ensaios à 3, 4 e 5 Hz na condição $0,1 \sigma_y \leftrightarrow 0,7 \sigma_y$ ($R = 1/7$). No quarto foi realizado com o valor de tensão máxima no ciclo de carga ($\sigma_{m\acute{a}x}$) constante e três valores de tensão mínima no ciclo de carga.

O valor de 15 MPa foi utilizado como referência para tensão de escoamento do UHMWPE à seco em temperatura de 37°C.

Tabela 3.3 – *Sets* de ensaios cíclicos

Ensaio	σ_m [MPa]	$\sigma_{m\acute{i}n}$ [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]	Frequência [Hz]	Razão de tensões
#1	0,35 σ_y	0,1 σ_y	0,6 σ_y	5	1/6
	0,40 σ_y	0,1 σ_y	0,7 σ_y	5	1/7
	0,45 σ_y	0,1 σ_y	0,8 σ_y	5	1/8
	0,50 σ_y	0,1 σ_y	0,9 σ_y	5	1/9
#2	0,40 σ_y	0,1 σ_y	0,7 σ_y	5	1/7
	0,50 σ_y	0,2 σ_y	0,8 σ_y	5	1/4
	0,60 σ_y	0,3 σ_y	0,9 σ_y	5	1/3
#3	0,40 σ_y	0,1 σ_y	0,7 σ_y	3	1/7
	0,40 σ_y	0,1 σ_y	0,7 σ_y	4	1/7
	0,40 σ_y	0,1 σ_y	0,7 σ_y	5	1/7
#4	0,50 σ_y	0,1 σ_y	0,9 σ_y	5	1/9
	0,55 σ_y	0,2 σ_y	0,9 σ_y	5	2/9
	0,60 σ_y	0,3 σ_y	0,9 σ_y	5	1/3

Quanto ao número de corpos de prova ensaiados, fez-se da seguinte maneira:

Ensaios #1 – Três corpos de prova para cada configuração.

Ensaios #2 – Três corpos de prova para cada configuração.

Ensaios #3 – Um corpo de prova para cada configuração.

Ensaios #4 – Um corpo de prova para cada configuração.

Como critério de parada para os ensaios, assim como para avaliar a tendência de crescimento do deslocamento, foi utilizada a Equação (3.2), que pode ser descrita como o momento em que os deslocamentos (d) apresentam um comportamento aproximadamente constante em um determinado ciclo (i).

$$\left(\frac{d_i}{d_{i-1000}} - 1 \right) \leq 10^{-2} \quad (3.2)$$

Para uma avaliação e predição do comportamento do deslocamento em função do tempo, foram realizados ajustes de curvas potenciais (Equação 3.3) nos pontos obtidos experimentalmente. A partir destas curvas extraiu-se a inclinação da reta tangente ao último ponto ($2,5 \times 10^4$ s) via derivadas das funções ajustadas.

$$f(y) = ax^b \quad (3.3)$$

3.7.2 Dispositivo de alinhamento

Para evitar qualquer movimento excêntrico do eixo da máquina, fez-se necessário a incorporação de um dispositivo que garantisse o perfeito alinhamento durante os ensaios e produzisse assim, somente carregamentos axiais no corpo de prova. A Figura 3.23 ilustra o dispositivo desenvolvido, composto por um rolamento linear fixado sobre duas colunas de aço inoxidável.

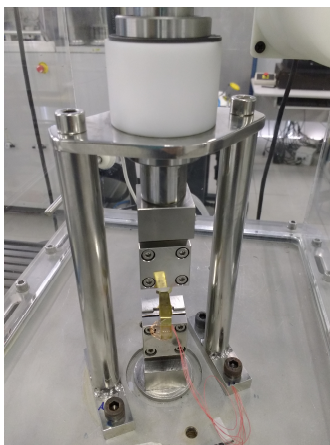


Figura 3.23 – Dispositivo de alinhamento de eixo.

3.7.3 Transdutor de deslocamento

Para aquisição dos dados de deslocamento reais na região útil do corpo de prova, foi confeccionado um transdutor de deslocamento (ou

clipgage) em latão de acordo com a ASTM E606/E606M-12 (Figura 3.24).

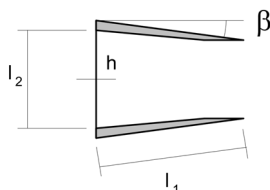


Figura 3.24 – Dimensões do transdutor de deslocamento (ROSA e ROESLER, 2012).

As dimensões utilizadas foram: $l_1 = 29,0$ mm, $l_2 = 16,4$ mm, $h = 0,20$ mm e $\beta = 5,3^\circ$.

Para a distribuição dos extensômetros fez-se uso de uma configuração de ponte completa de *Wheatstone* (Figura 3.25), para uma medição em uma viga em flexão, produzindo tensões positivas de um lado da peça e negativas do outro.

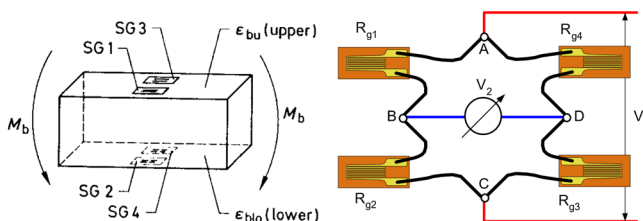


Figura 3.25 – Disposição dos extensômetros para uma viga em flexão e representação da ponte de completa utilizada. (ROSA e ROESLER, 2012).

Para coerência dos dados de aquisição com os verdadeiros valores de deslocamento, foi feita a calibração do transdutor de deslocamento, a 37°C . Os valores de deslocamento impostos foram realizados pela máquina eletromagnética Bose (Modelo: 3300 series II) com controle de deslocamento por LVDT com precisão de $1\mu\text{m}$. A Figura 3.26 apresenta a curva de calibração do *clipgage*. Nela pode-se observar a linearidade dos dados de aquisição nos intervalos de ensaio.

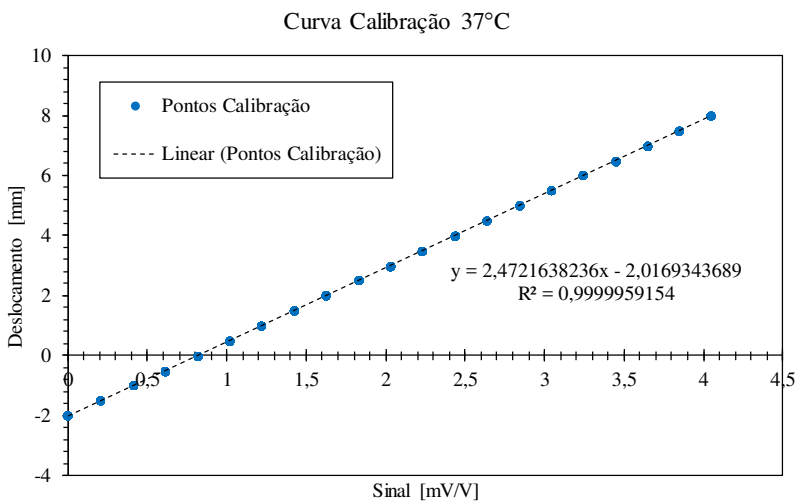


Figura 3.26 – Curva de calibração do *clipage* a 37°C.

A Figura 3.27 ilustra o posicionamento do transdutor de deslocamento na amostra.

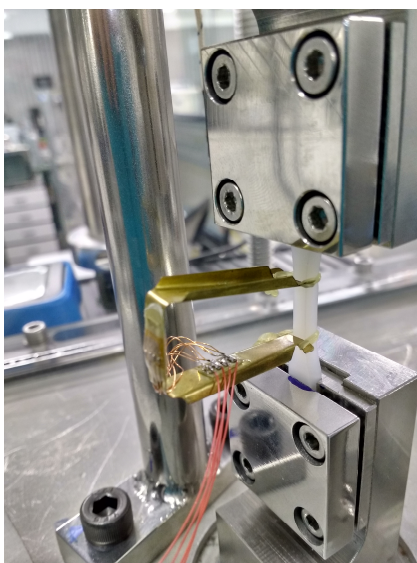


Figura 3.27– Posicionamento do *clipage* na amostra.

3.8 Dados levantados

Os ensaios monotônicos geraram informações que, após o tratamento dos dados, possibilitaram a geração de curvas tensão-deformação, de onde retiram-se valores referentes à parâmetros associados do material avaliado.

Já o levantamento dos dados dos ensaios cíclicos, forneceu a possibilidade de construção de curvas de fluência cíclica ou *ratchetting* do material em diferentes condições de carregamento. Além disso, uma curva de vida em fadiga S-N, com 12% de deformação como critério alternativo de falha, do UHMWPE a 37°C como realizados por autores em estudos anteriores foi levantada (MEDEL *et al.* (2007); MEDEL e FURMANSKI (2009), BAKER *et al.* (2003) apud MEDEL e FURMANSKI (2009), URRIÉS *et al.* (2004) apud MEDEL e FURMANSKI (2009) e PUÉRTOLAS *et al.* (2006) apud MEDEL e FURMANSKI (2009)).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados apresentados no Capítulo 4 foram obtidos via métodos e materiais descritos no Capítulo 3.

Os corpos de prova sugeridos e confeccionados para os ensaios apresentaram comportamento eficiente com relação ao alinhamento. A fixação do *clipgag* exibiu boa confiabilidade, não apresentando escorregamento. A aquisição dos dados em temperatura controlada indica que a metodologia de ensaios sugerida e realizada foi bem-sucedida.

Todos os corpos de prova ensaiados não apresentaram ruptura, sendo considerada a falha com a deformação atingindo o valor de 12% (MEDEL *et al.* (2007); KURTZ (2009)). Apenas os corpos de prova sob maior carregamento ($R=1/3$) apresentaram um início de trinca. Estes corpos de prova foram observados em um microscópio de varredura eletrônica e detalhes sobre a avaliação realizada são apresentados no Apêndice B.

Os resultados das Figuras 4.3 a 4.45 foram analisados até $2,5 \times 10^4$ segundos (105100° ciclos), tempo este comum a todos os ensaios realizados. Este ponto de parada foi escolhido para representação dos gráficos de deformação x tempo para uniformização das figuras em relação ao eixo tempo, haja vista que a Equação (3.2) fornece valores próximos a este ponto em todos os casos.

Para equalização das janelas de aquisição de dados, os resultados de *ratchetting* foram analisados em 8 ciclos, do 100° até o 105100° ciclo, onde se obteve um melhor ajuste para a comparação dos ensaios #1, #2, #3 e #4. Portanto em todos os resultados que ilustram os laços de histerese, estão representados 8 ciclos (100° , 15100° , 30100° , 45100° , 60100° , 75100° , 90100° e 105100° , respectivamente), ver Figuras 4.4, 4.6, 4.8, 4.10, 4.16, 4.18, 4.20, 2.23, 4.26, 4.28, 4.30, 4.35, 4.38, 4.41 e 4.44.

Nas Figuras 4.1 e 4.2 estão apresentados os resultados obtidos nos ensaios monotônicos.

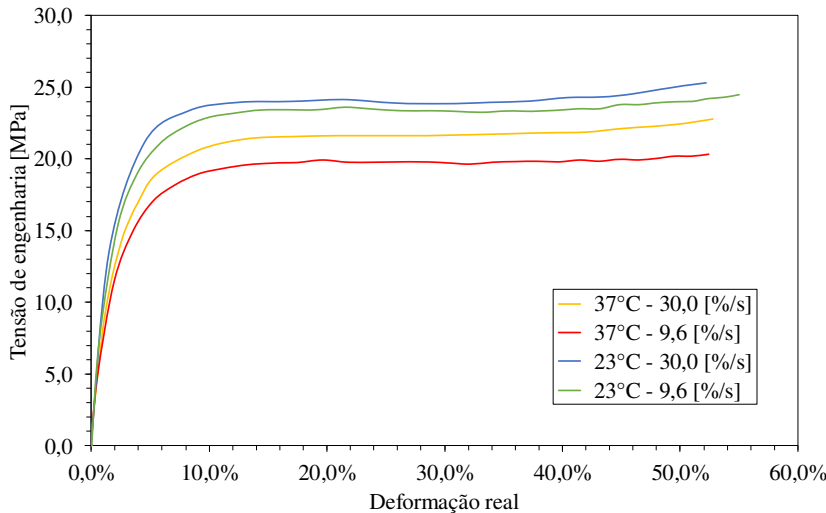


Figura 4.1 – Ensaios monotônicos.

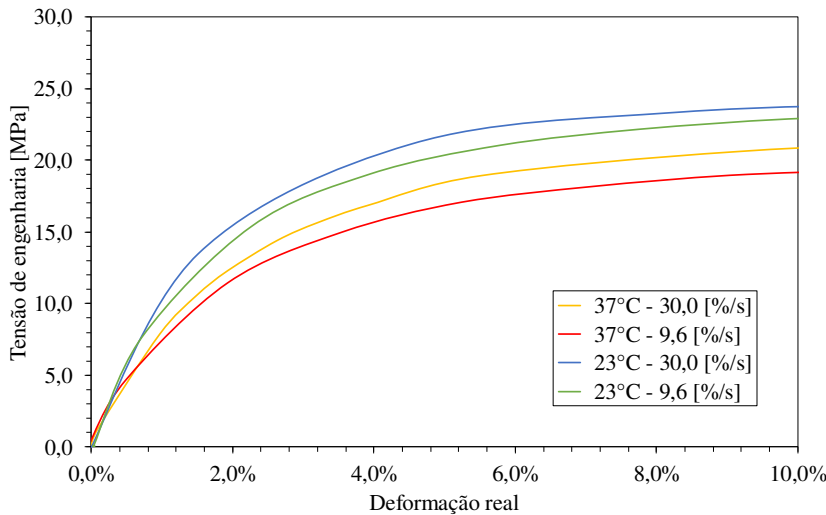


Figura 4.2 – Ensaios monotônicos, região ampliada da Figura 4.1.

Observa-se uma dependência da taxa de deformação em que os ensaios foram realizados, observando-se que, quanto maior a taxa maior a tensão de escoamento do material. Resultados similares também foram observados por Sonnenhohl (2015). Nota-se também a dependência do comportamento mecânico do UHMWPE em relação à temperatura. Observa-se também que as tensões no regime plástico, assim como a tensão de escoamento, diminuíram com o aumento da temperatura de ensaio. Autores como Croop e Lobo (2010) e Chen *et al.* (2016) obtiveram resultados similares quanto à dependência da temperatura. Porém, com valores diferentes, pois estes autores realizaram seus testes em taxas de carregamento distintas. Segundo Nielsen e Landel (1994) a mobilidade das cadeias poliméricas é diretamente proporcional à temperatura e, portanto, reduz a resistência desse tipo de material.

Os resultados obtidos pelos ensaios cíclicos são apresentados nas Figuras 4.3 a 4.45.

As curvas obtidas para o valor de tensão mínima no ciclo de carga (σ_{\min}) constante, variando-se o valor da amplitude de tensão (conjunto de ensaios #1) estão dispostas nas Figuras 4.3 a 4.14. Os laços de histerese correspondentes às curvas de tempo-deformação são apresentados de maneira subsequente às figuras que os contêm.

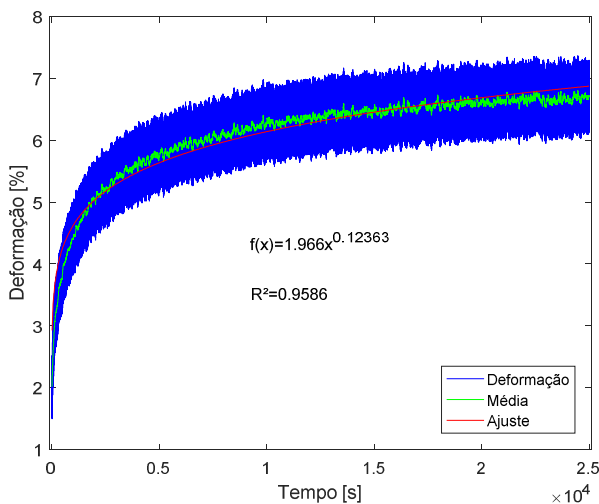


Figura 4.3 – Curva tempo-deformação ($R = 1/6$ ensaios #1).

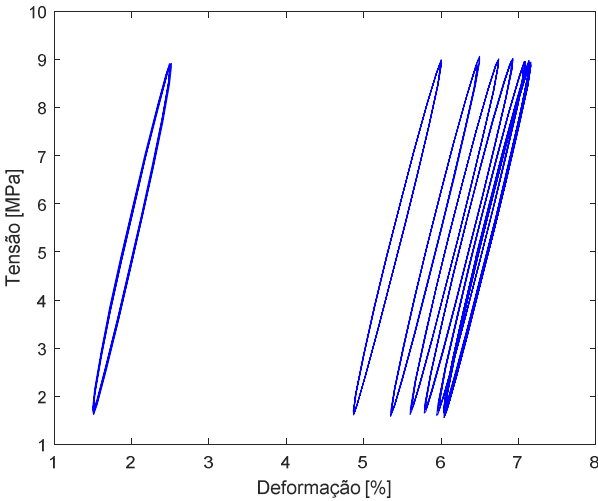


Figura 4.4 – *Ratchetting* ($R = 1/6$ ensaios #1).

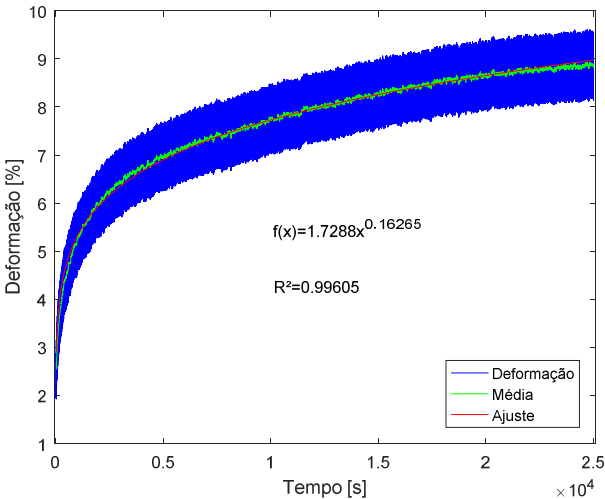


Figura 4.5 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #1).

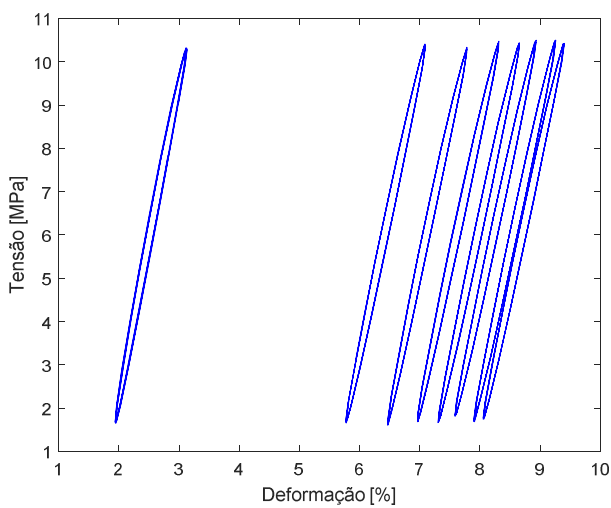


Figura 4.6 – *Ratchetting* ($R = 1/7$ ensaios #1).

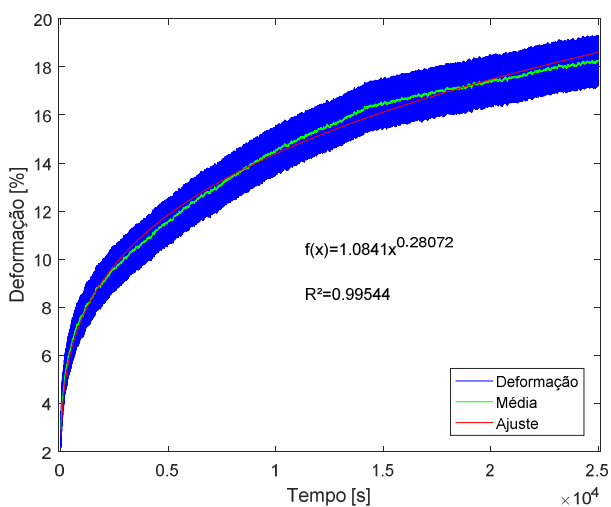


Figura 4.7 – Curva tempo-deformação ($R = 1/8$ ensaios #1).

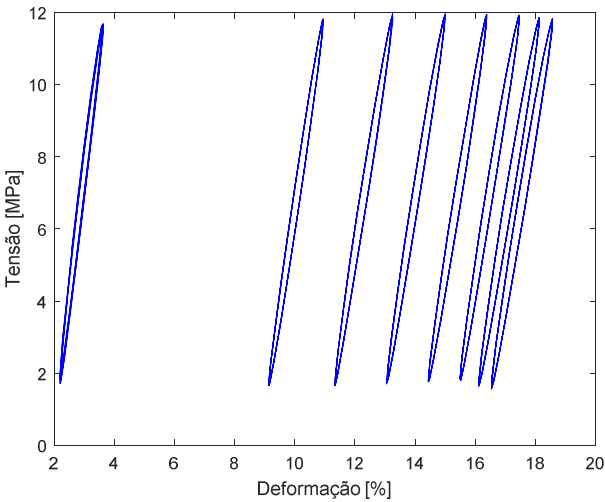


Figura 4.8 – *Ratchetting* ($R = 1/8$ ensaios #1).

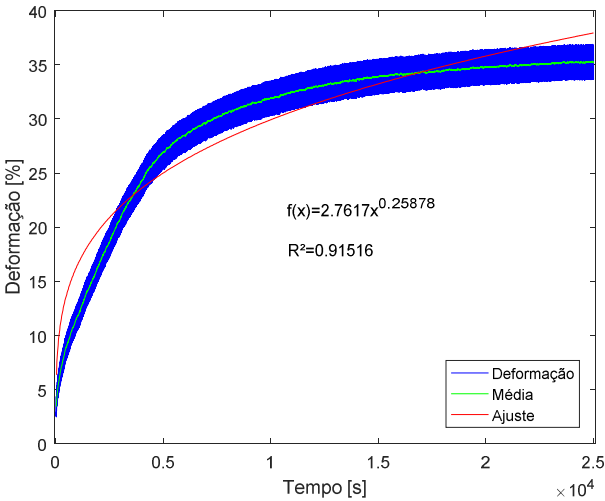


Figura 4.9 – Curva tempo-deformação ($R = 1/9$ ensaios #1).

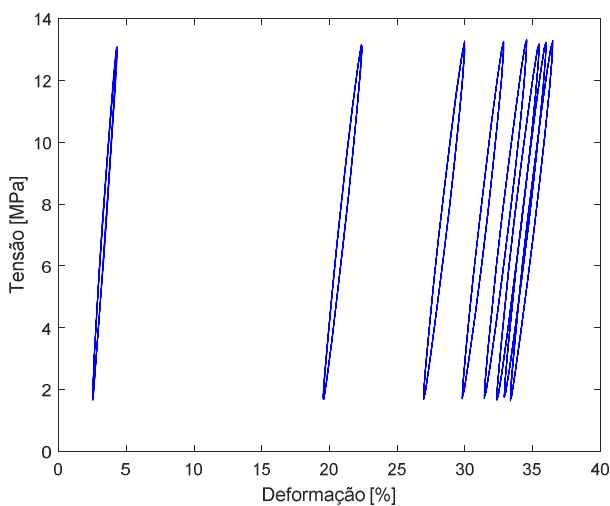


Figura 4.10 – *Ratchetting* ($R = 1/9$ ensaios #1).

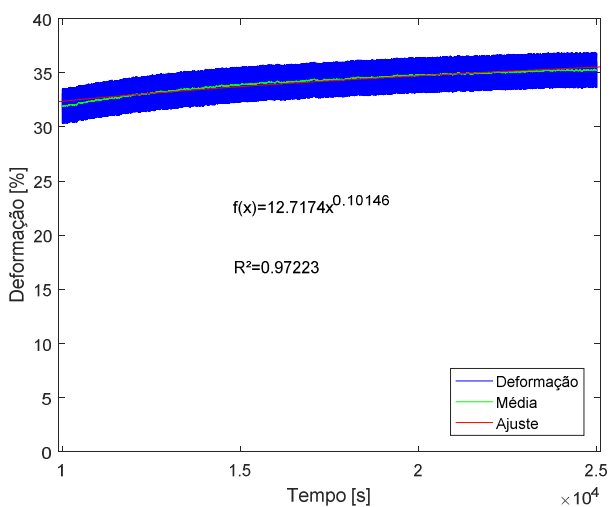


Figura 4.11 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.9 ($R = 1/9$ ensaios #1).

A Figura 4.12 ilustra, para efeito comparativo, as deformações médias para o conjunto de ensaios #1 proveniente dos resultados apresentados pelas Figuras 4.3, 4.5, 4.7 e 4.9.

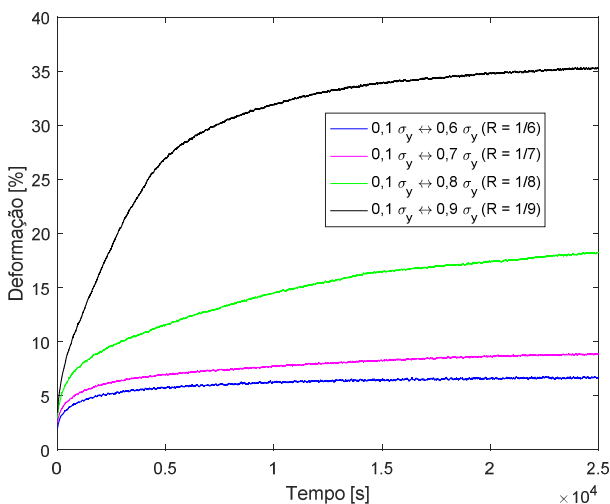


Figura 4.12 – Deformações médias para o primeiro set de ensaios.

As Figuras 4.13, 4.23, 4.32 e 4.44 apresentam os conjuntos de laços obtidos para os ensaios #1, #2, #3 e #4, respectivamente. Além disso, são apresentados nas Figuras 4.14, 4.24, 4.33 e 4.35 os laços de histerese referentes ao ciclo 105100° de todos os níveis de carga, portanto deformações distintas. Para comparação, a representação dos dados foi feita por deformações relativas a cada laço e agrupadas em um só gráfico.

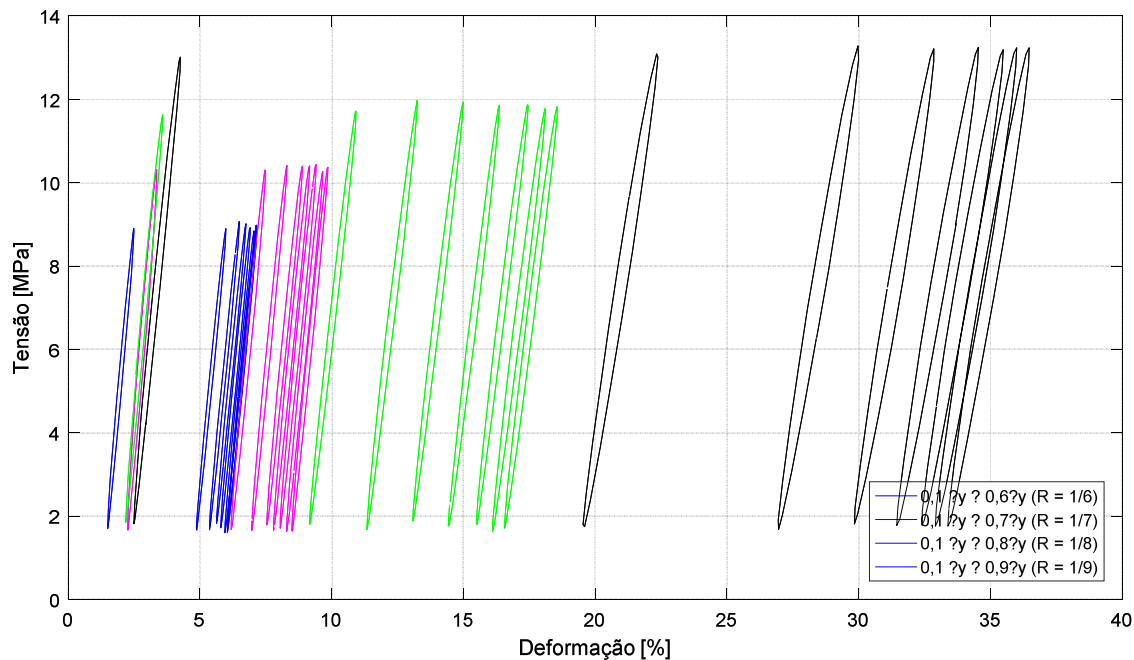


Figura 4.13 – Comparação entre as variações de amplitude de tensão aplicada com σ_{\min} constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.4, 4.6, 4.8 e 4.10.

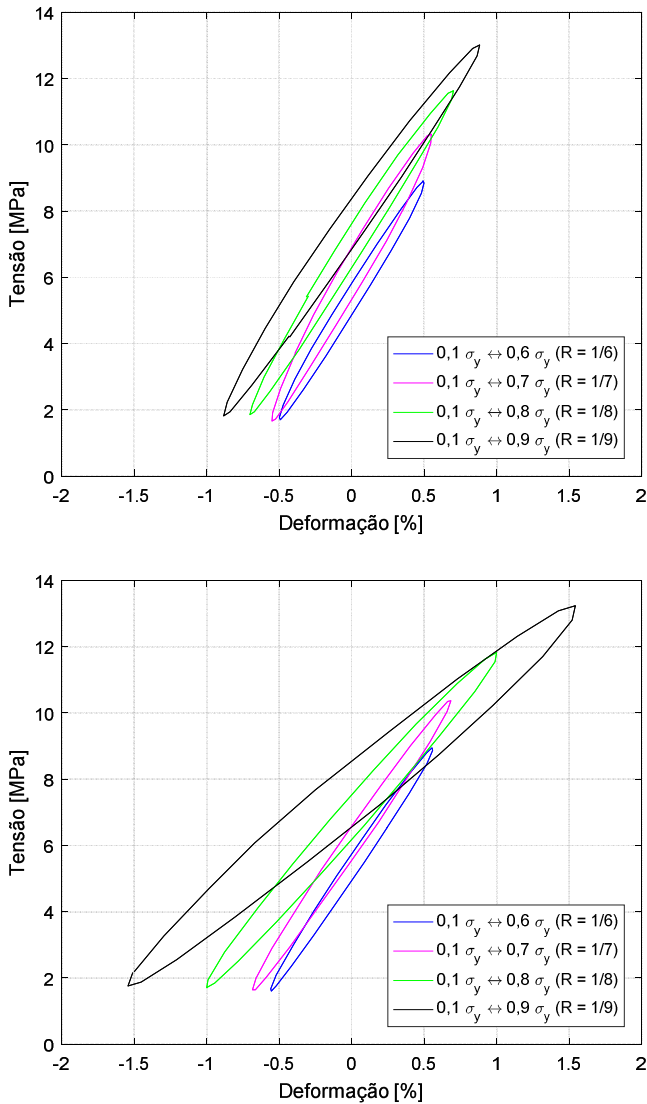


Figura 4.14 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #1).

Nas Figuras 4.15 a 4.24 estão apresentados os resultados em que se variou a tensão média aplicada (σ_m) e manteve-se a faixa de variação de tensão ($\Delta\sigma$) constante (conjunto de ensaios #2).

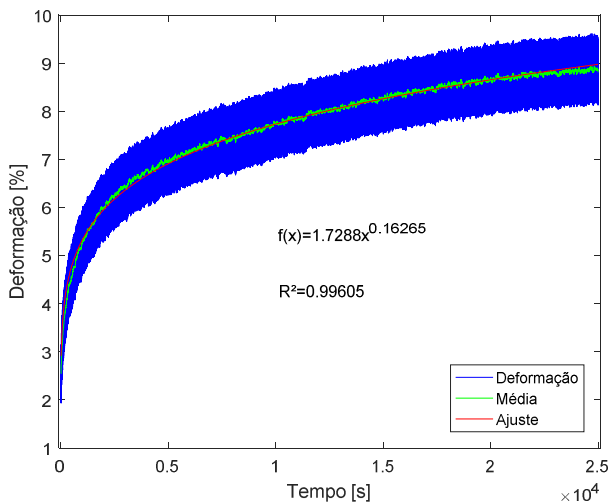


Figura 4.15 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #2).

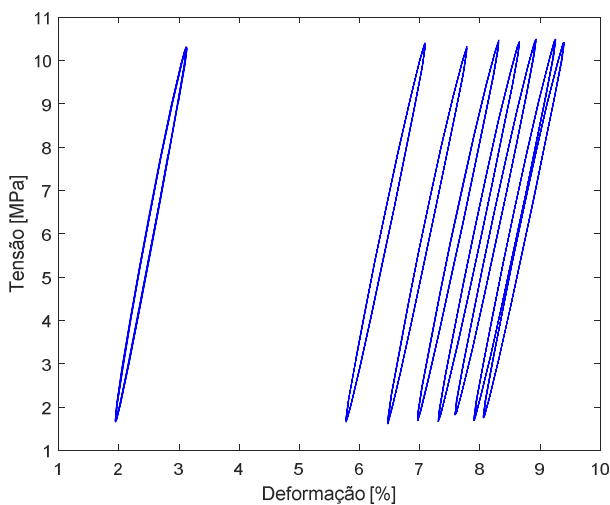


Figura 4.16 – *Ratchetting* ($R = 1/7$ ensaios #2).

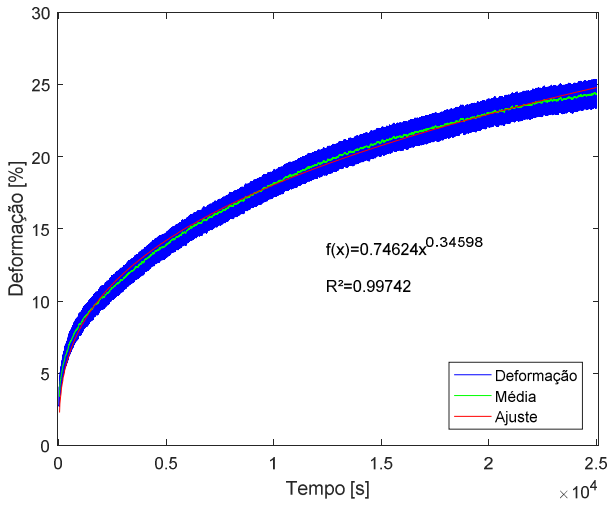


Figura 4.17 – Curva tempo-deformação (R = 1/4 ensaios #2).

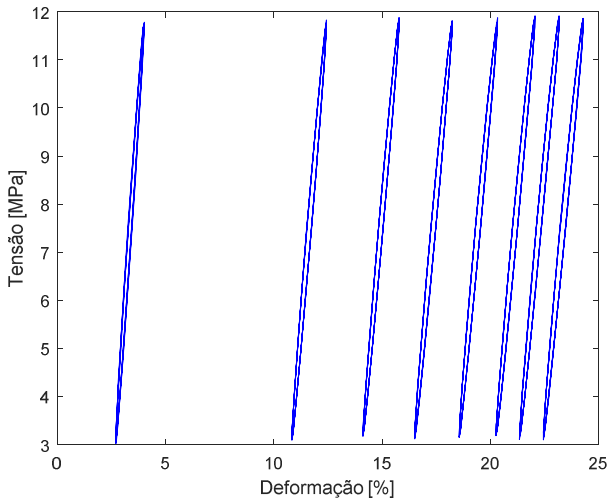


Figura 4.18 – *Ratchetting* (R = 1/4 ensaios #2).

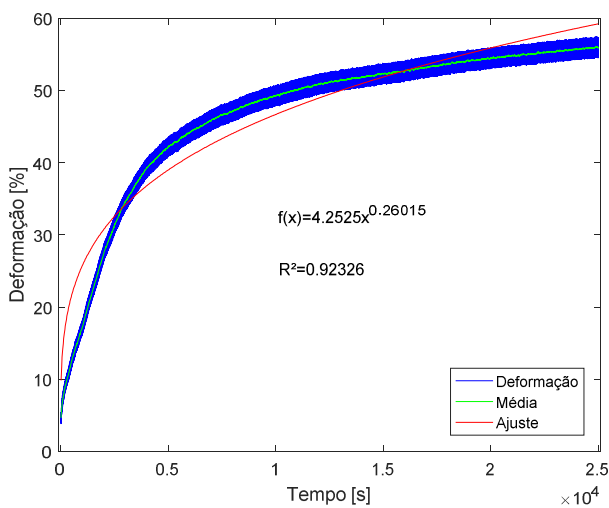


Figura 4.19 – Curva tempo-deformação ($R = 1/3$ ensaios #2).

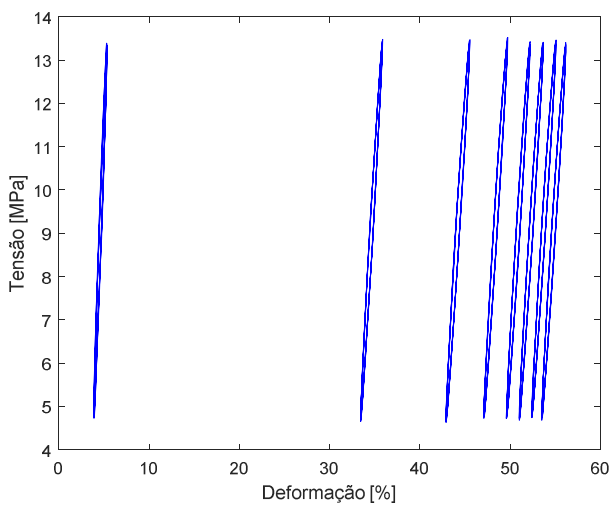


Figura 4.20 – *Ratchetting* ($R = 1/3$ ensaios #2).

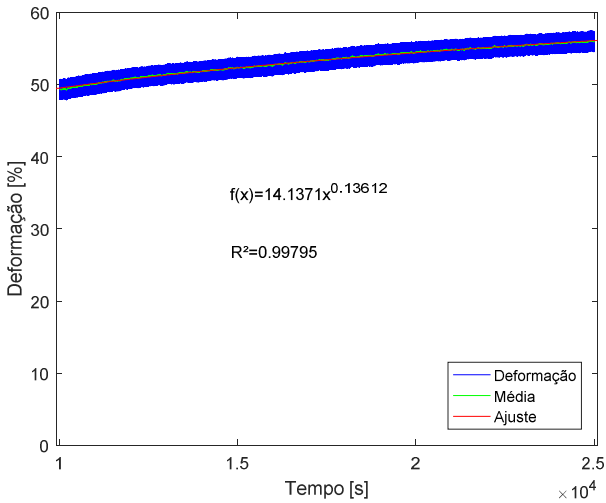


Figura 4.21 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.19 ($R = 1/3$ ensaios #2).

A Figura 4.22 ilustra, para efeito comparativo, as deformações médias para o conjunto de ensaios #2 proveniente dos resultados apresentados pelas Figuras 4.15, 4.17 e 4.19.

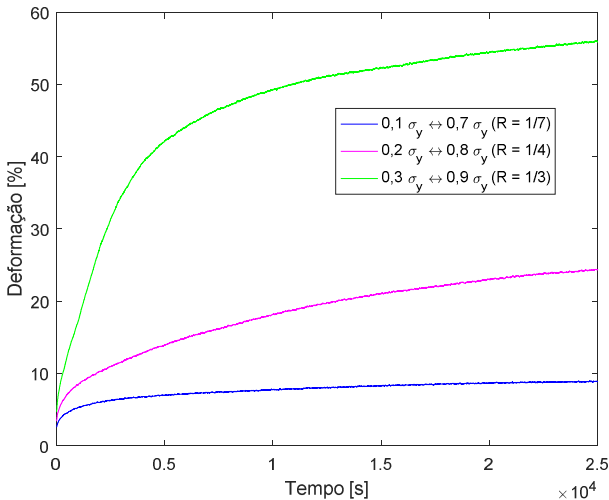


Figura 4.22 – Deformações médias para o segundo set de ensaios.

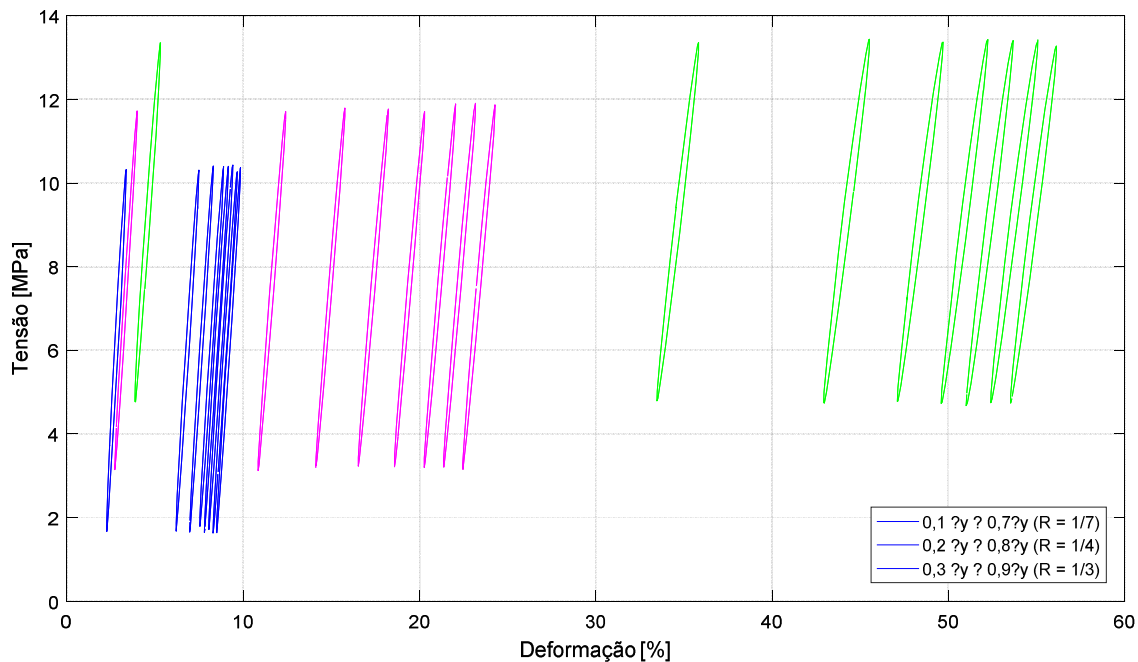


Figura 4.23 – Comparação entre as variações d de tensão média (σ_m) com $\Delta\sigma$ constante. Estão representados 8 ciclos (100°, 15100°, 30100°, 45100°, 60100°, 75100°, 90100° e 105100°, respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.16, 4.18 e 4.20.

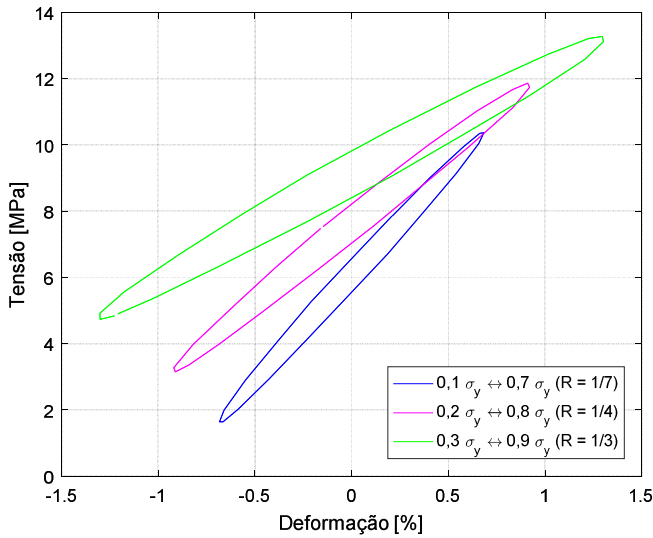
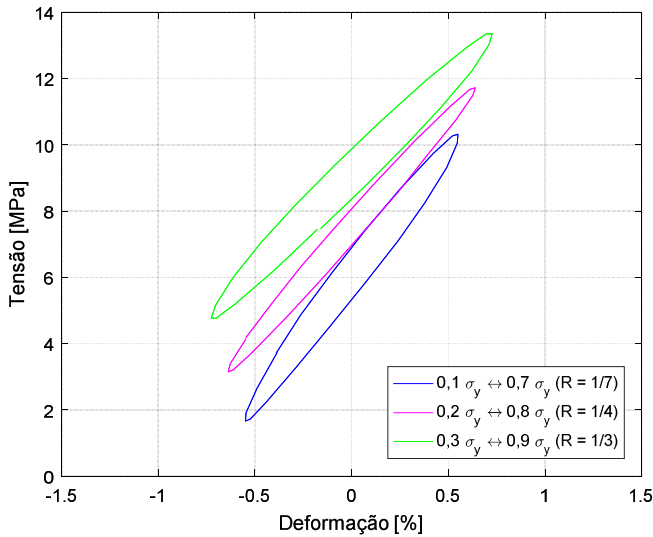


Figura 4.24 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #2).

Os resultados para a condição $0,1 \sigma_y \leftrightarrow 0,7 \sigma_y$ ($R = 1/7$) nas frequências de 5, 4 e 3 Hz (conjunto de ensaios #3) são apresentados nas Figuras 4.25 a 4.33.

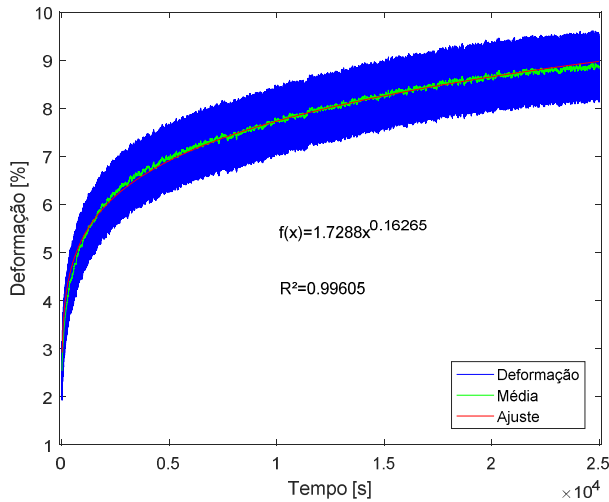


Figura 4.25 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ – 5 Hz ensaios #3).

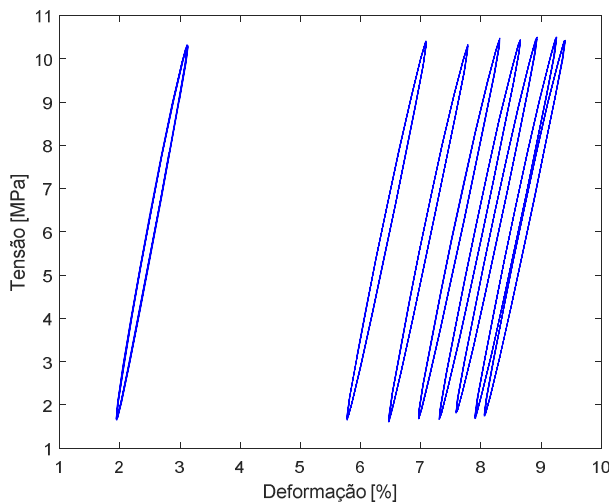


Figura 4.26 – *Ratchetting* ($R = 1/7$ – 5 Hz ensaios #3).

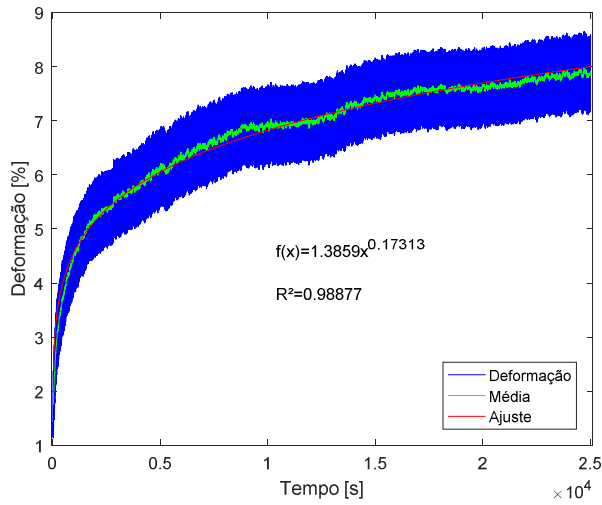


Figura 4.27 – Curva tempo-deformação (R = 1/7 – 4 Hz ensaios #3).

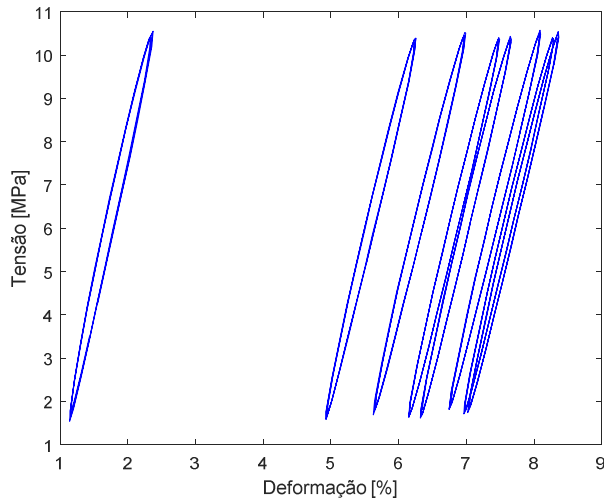


Figura 4.28 – *Ratchetting* (R = 1/7 – 4 Hz ensaios #3).

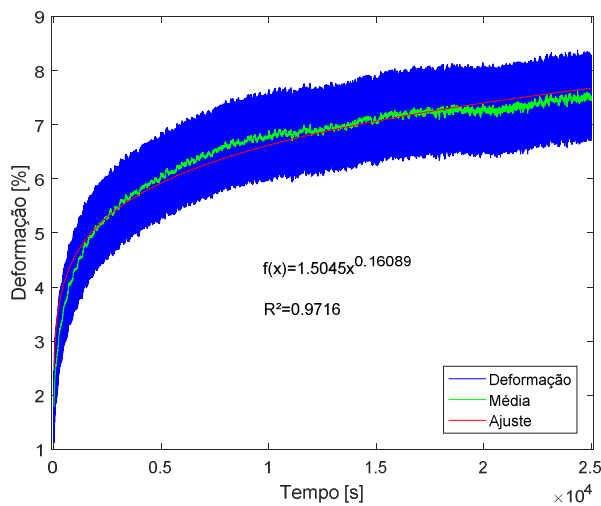


Figura 4.29 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7 - 3$ Hz ensaios #3).

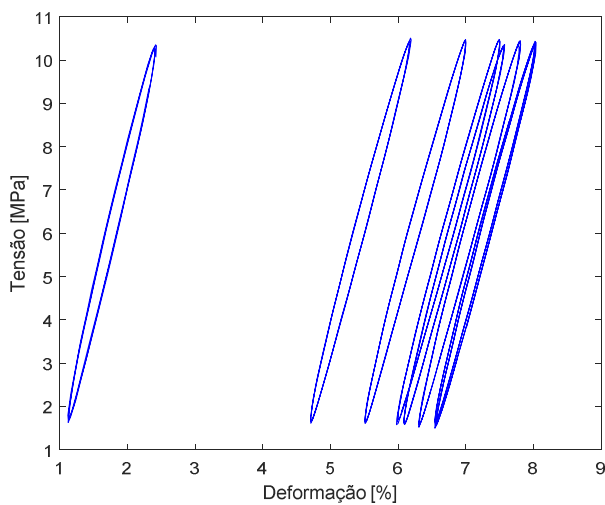


Figura 4.30 – *Ratchetting* ($R = 1/7 - 3$ Hz ensaios #3).

A Figura 4.31 ilustra, para efeito comparativo, as deformações médias para o conjunto de ensaios #3 proveniente dos resultados apresentados pelas Figuras 4.25, 4.27 e 4.29.

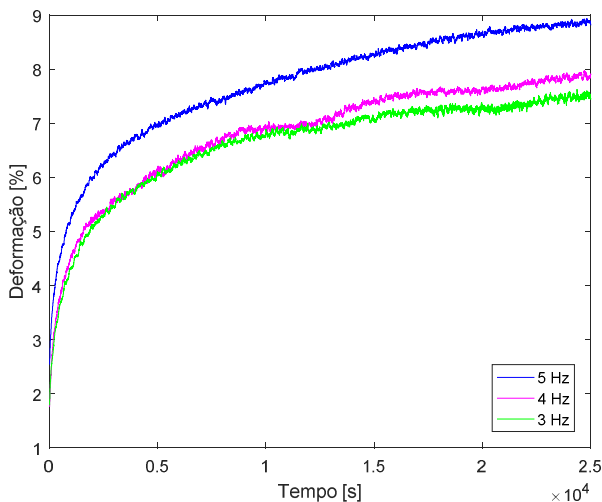


Figura 4.31 – Deformações médias para o terceiro *set* de ensaios.

A Figura 4.31 apresenta o comportamento de fluência cíclica (*ratchetting*) para diferentes frequências (3, 4 e 5 Hz). Observa-se que houve pouca variação nas deformações para as frequências de 3 e 4 Hz, já para a frequência de 5 Hz, houve uma variação maior.

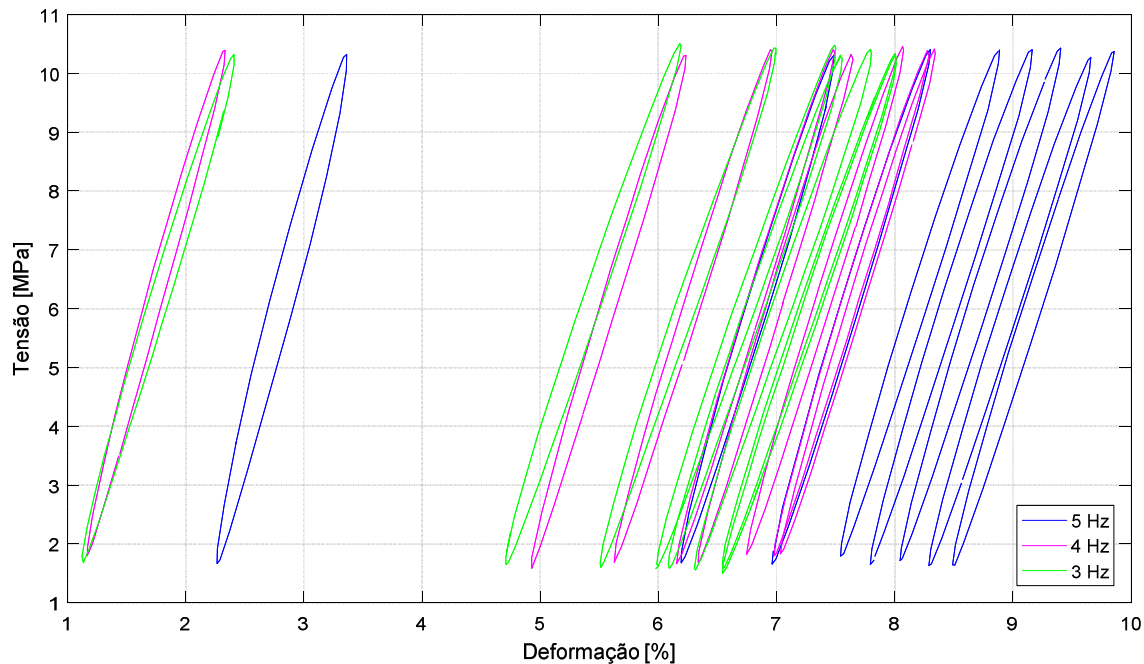


Figura 4.32 – Comparação entre as variações de frequência com $R = 1/7$ constante. Estão representados 8 ciclos (100° , 15100° , 30100° , 45100° , 60100° , 75100° , 90100° e 105100° , respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.26, 4.28 e 4.30.

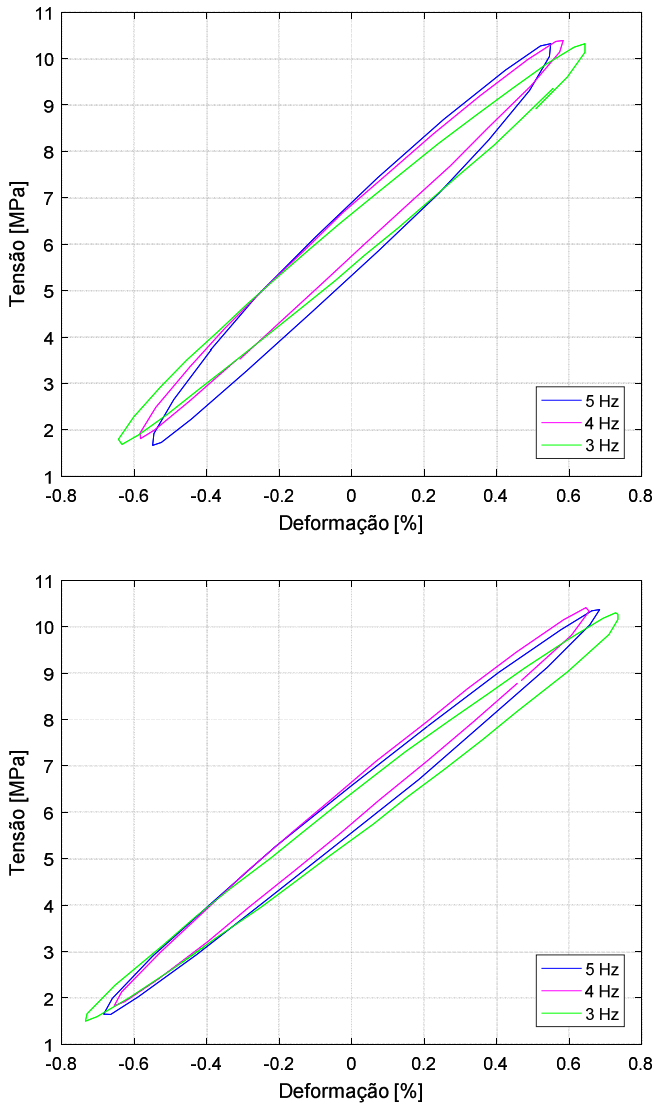


Figura 4.33 – Laços de histerese para o 100° ciclo (acima) e para o ciclo 105100° (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #3).

As curvas obtidas para o valor de tensão máxima no ciclo de carga ($\sigma_{\text{máx}}$) constante, variando-se o valor da tensão mínima (conjunto de ensaios #4) estão dispostas nas Figuras 4.34 a 4.45.

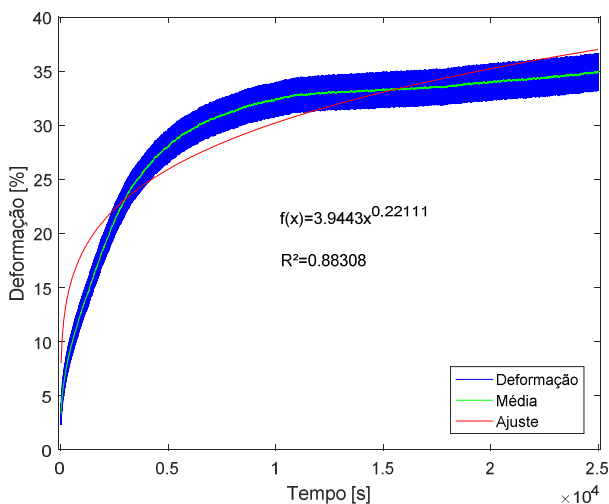


Figura 4.34 – Curva tempo-deformação ($R = 1/9 - 5$ Hz ensaios #4).

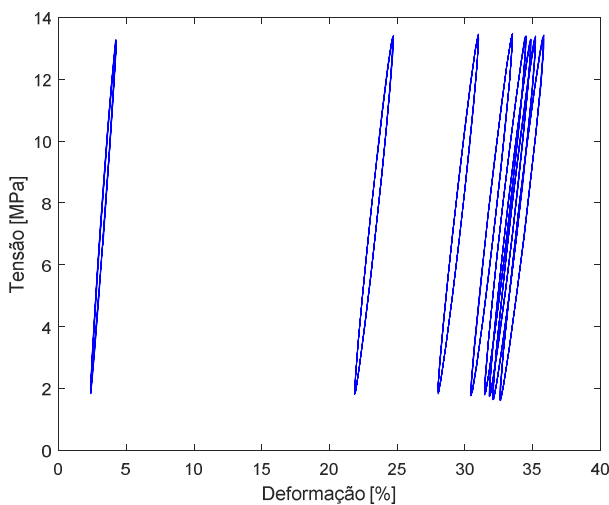


Figura 4.35 – *Ratchetting* ($R = 1/9 - 5$ Hz ensaios #4).

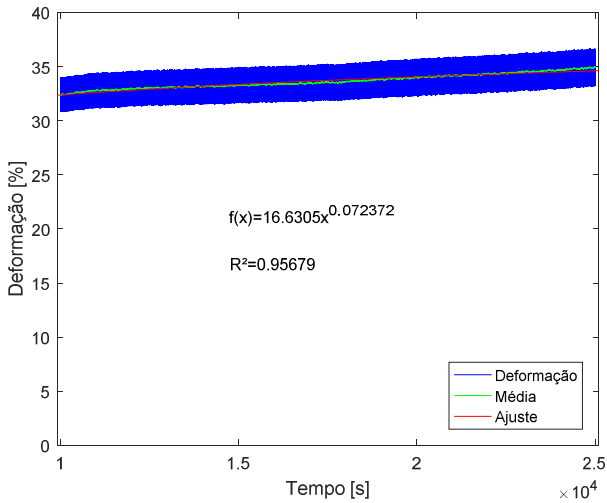


Figura 4.36 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.34 ($R = 1/9$ ensaios #4).

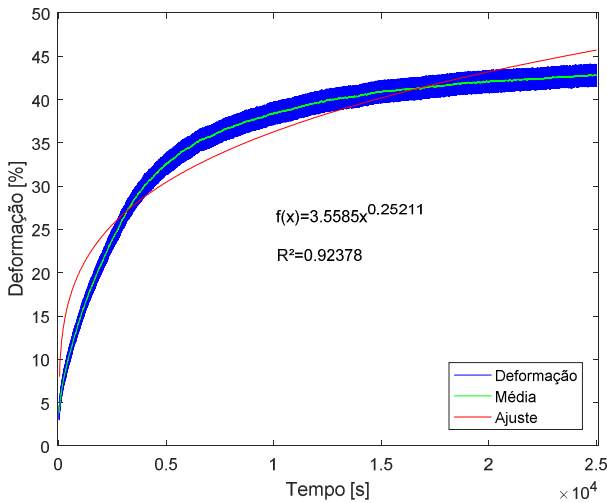


Figura 4.37 – Curva tempo-deformação ($R = 2/9 - 5$ Hz ensaios #4).

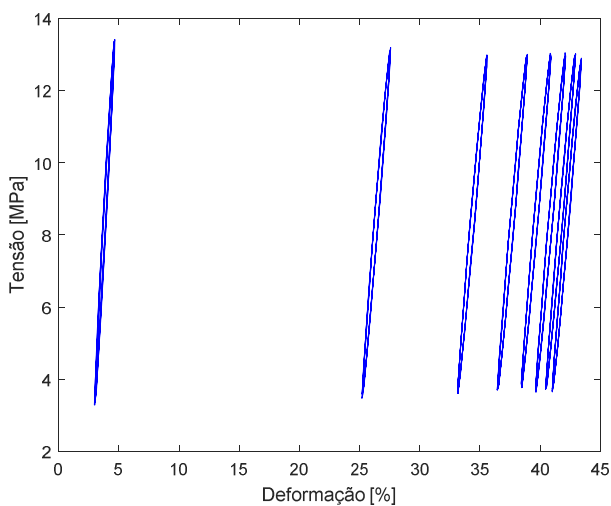


Figura 4.38 – *Ratchetting* ($R = 2/9 - 5$ Hz ensaios #4).

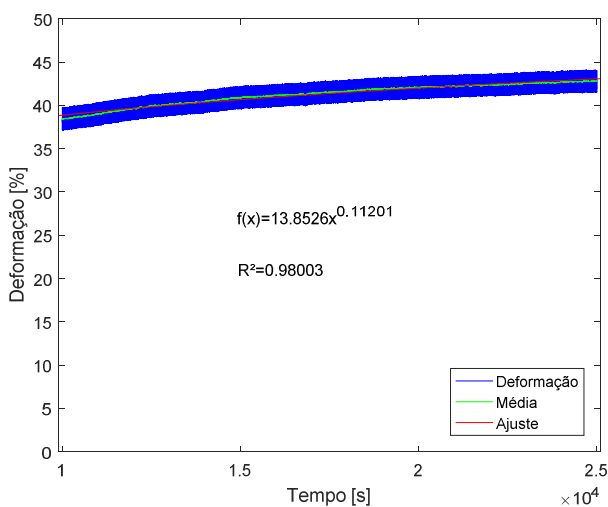


Figura 4.39 – Curva de ajuste, para uma região selecionada de dados observados na Figura 4.37 ($R = 2/9$ ensaios #4).

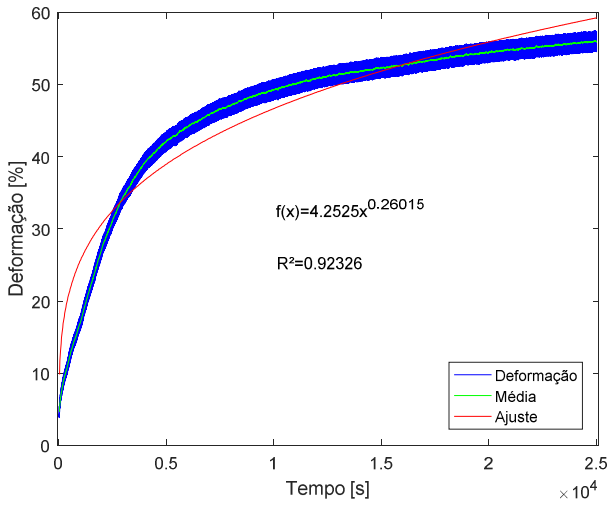


Figura 4.40 – Curva tempo-deformação ($R = 1/3 - 5$ Hz ensaios #4).

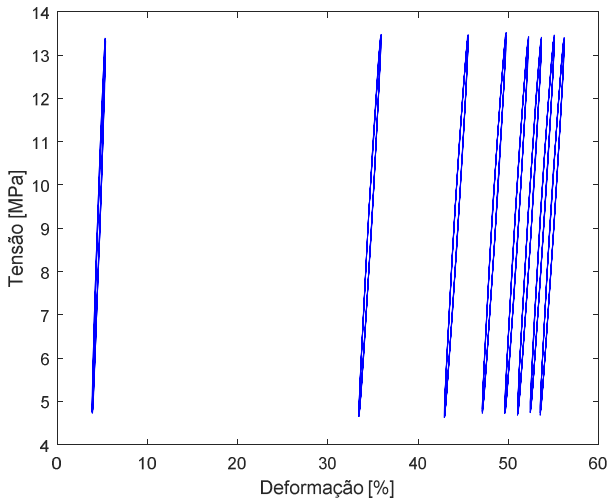


Figura 4.41 – *Ratchetting* ($R = 1/3 - 5$ Hz ensaios #4).

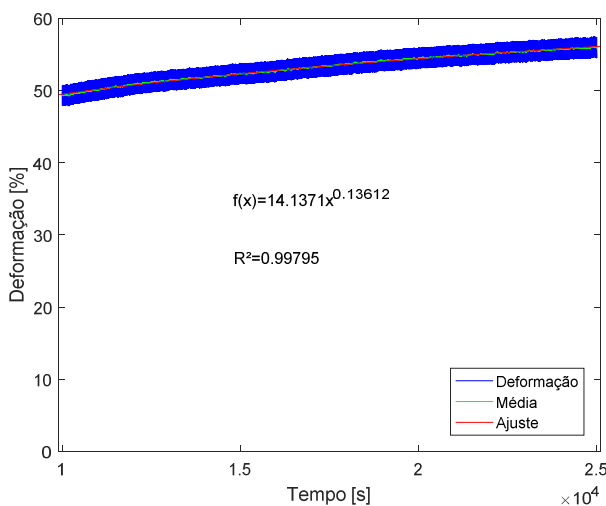


Figura 4.42 – Curva de ajuste, para uma região seleccionada de dados observados na Figura 4.40 ($R = 1/3$ ensaios #4).

A Figura 4.43 ilustra, para efeito comparativo, as deformações médias para o conjunto de ensaios #4 proveniente dos resultados apresentados pelas Figuras 4.34, 4.37 e 4.40.

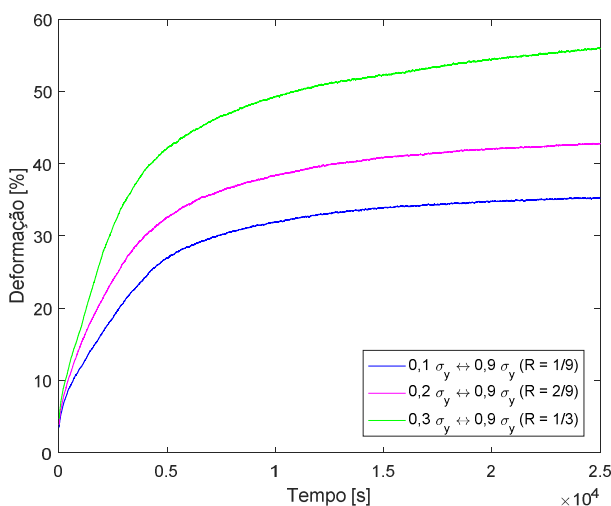


Figura 4.43 – Deformações médias para o quarto set de ensaios.

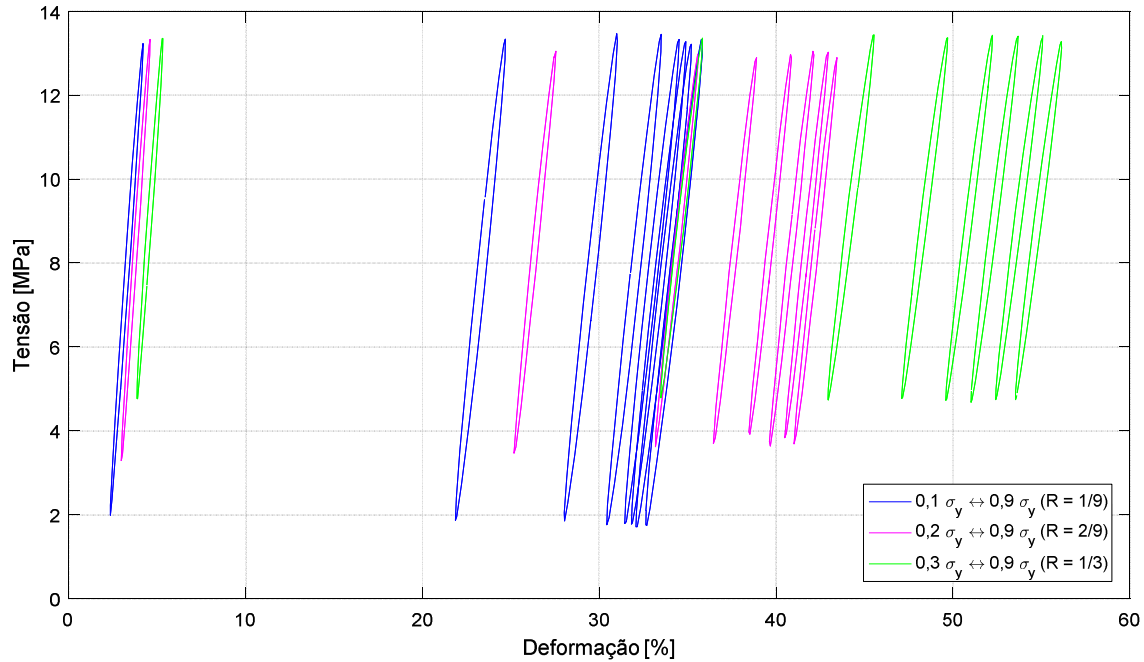


Figura 4.44 – Comparação entre as variações de tensão mínima aplicada com σ_{\max} constante. Estão representados 8 ciclos (100° , 15100° , 30100° , 45100° , 60100° , 75100° , 90100° e 105100° , respectivamente para cada condição). Conforme Figuras 4.35, 4.38 e 4.41.

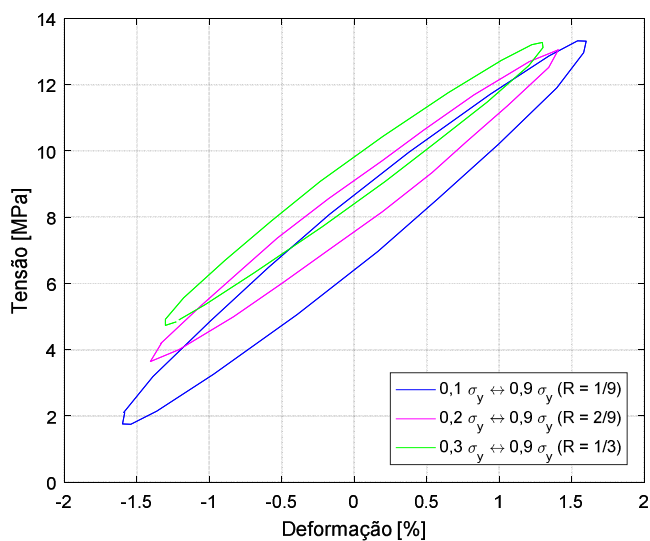
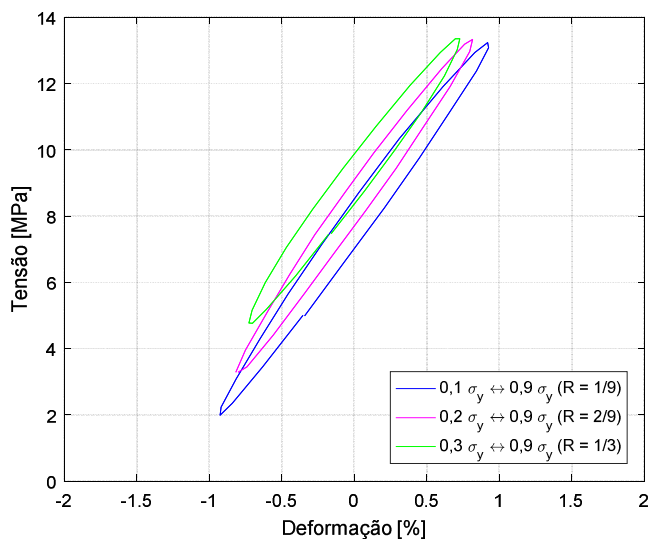


Figura 4.45 – Laços de histerese para o 100º ciclo (acima) e para o ciclo 105100º (abaixo). Os valores de deformação foram mantidos relativos, com deformação média nula, para efeito comparativo entre os ciclos. (Ensaio #4).

As curvas de tempo-deformação para todos os conjuntos de ensaios (#1, #2, #3 e #4) apresentam uma diminuição gradativa da deformação *ratchetting* com o aumento do número de ciclos. Isto pode ser observado nas Figuras 4.3, 4.5, 4.7 e 4.9 para o conjunto de ensaios#1, Figuras 4.15, 4.17 e 4.19 para o conjunto de ensaios#2, Figuras 4.25, 4.27 e 4.29 para o conjunto de ensaios#3 e Figuras 4.34, 4.37 e 4.40 para o conjunto de ensaios#4. Este comportamento é observado também nos trabalhos sobre o UHMWPE de diversos autores, entre eles estão Hassan et al. (2011), Xi et al. (2015) e Chen et al. (2016).

É possível observar também que para todos os conjuntos ocorre um aumento da deformação, tanto com o aumento da amplitude da tensão aplicada (mantendo-se a tensão mínima constante), quanto com o aumento da tensão média aplicada, mantendo-se a faixa de variação de tensão ($\Delta\sigma$) constante. Essa característica observada é apresentada de forma gráfica nas Figuras 4.12, 4.22, 4.31 e 4.3, para os conjuntos de ensaios #1, #2, #3 e #4, respectivamente. Pan et al. (2010), Lu et al. (2014), Xi et al. (2015), Chen et al. (2015) e Chen et al. (2016) apresentam resultados com o mesmo comportamento, tanto para o UHMWPE como para outros polímeros.

As Figuras 4.11, 4.21, 4.36, 4.39 e 4.42 apresentam uma janela reduzida de aquisição de dados para a razão de tensões $R=1/9$ (conjunto de ensaios#1), $R=1/3$ (conjunto de ensaios #2), $R=1/9$ (conjunto de ensaios#4), $R=2/9$ (conjunto de ensaios#4) e $R=1/3$ (conjunto de ensaios#4) respectivamente. Tal redução foi feita para se obter um melhor ajuste da curva, haja vista que para essas razões se obteve uma predição muito ruim na sua parte inicial, como pode ser visto nas Figuras 4.9, 4.19, 4.34, 4.37 e 4.40. Tal fato se deu, devido à grande deformação atingida, evidenciando que a curva de ajuste escolhida (potencial) não é a mais indicada para os casos onde o *ratchetting* se apresenta de maneira mais acentuada.

Observa-se das Figuras 4.12, 4.22 e 4.43 que o fenômeno de *ratchetting* cresce de maneira mais proeminente quando ocorre o aumento da tensão média, haja vista que o conjunto de ensaios #1 (que aumenta apenas a tensão máxima, mantendo a tensão mínima constante) apresenta uma variação das curvas com menor intensidade quando comparado com a variação das curvas que ocorrem com a variação de tensões médias realizadas no conjunto #2. Estes resultados são corroborados por Pan et al. (2010), Xi et al. (2015), Lu et al. (2016) e Chen et al. (2016), sendo apenas o último relativo ao UHMWPE.

A análise das Figuras 4.14, 4.24, 4.33 e 4.45, mostra que o laço de histerese apresentou uma maior inclinação no ciclo 105100°, quando

comparados com 100° ciclo. Isto pode ser explicado por um provável aquecimento do corpo de prova, cuja intensidade aparenta grande sensibilidade com relação ao nível de tensões aplicadas, haja vista a grande diferença entre os laços do 100° e do 105100° ciclos nas Figuras 4.14, 4.24 e 4.45, enquanto na Figura 4.33 os laços de histerese nestes ciclos não apresentam grandes diferenças.

Este fenômeno de diferentes inclinações do laço de histerese ao longo dos ciclos foi reportado por Sauer e Richardson (1979). Segundo os autores o material polimérico, sob carregamento cíclico, aumenta sua temperatura até que o calor gerado, por ciclo, seja igual ao calor dissipado, sendo que, a inclinação do laço ocorre de maneira gradativa até um determinado ciclo e a partir desse ponto o formato se estabiliza. Segundo Crawford e Benham (1974), materiais poliméricos sujeitos a um carregamento cíclico, independentemente da frequência, da geometria da amostra e dos níveis de solicitação alternada aplicados, sempre apresentam aquecimento e, após um determinado período de tempo, a temperatura se estabiliza.

Observa-se no 105100° ciclo que:

- Para o conjunto de ensaios #1 (Figura 4.14) a energia de histerese (área interna do laço de histerese) e a energia de recuperação (área abaixo do laço de histerese) aumentam com o aumento da tensão máxima aplicada.
- Para o conjunto de ensaios #2 (Figura 4.24) há um aumento das energias de histerese e de recuperação com o aumento da tensão média. Porém, a energia de recuperação aumenta de maneira mais acentuada em relação à energia de histerese. Isto porque o laço de histerese translada verticalmente, variando o tamanho de maneira mais sutil.
- O conjunto de ensaios #3 (Figura 4.33), onde foram mantidas constantes a razão de tensões ($R=1/7$) e a tensão média (σ_m), apresenta uma variação praticamente nula para as energias de histerese e de recuperação, indicando que a frequência do ensaio não influencia nesses parâmetros.
- O conjunto de ensaios #4 (Figura 4.45), onde foi mantida constante a tensão máxima ($\sigma_{máx}$), apresenta uma variação proporcional, em relação à faixa de deformação, para as energias de histerese e de recuperação, indicando que a variação da tensão mínima, para valores de tensão

máxima constantes, não influencia nesses parâmetros como observado para os conjuntos de ensaios #1 e #2.

Autores como Tao e Xia (2007), Liu *et al.* 2008 e Kurtz (2009) relatam as diferenças encontradas nas energias obtidas via gráficos de laços de histerese para diferentes tensões aplicadas.

Por fim, a Figura 4.46 apresenta um S-N com critério de falha de 12% de deformação. Este critério foi utilizado por autores como Medel *et al.* (2007) e Kurtz (2009). Kurtz (2009) relata que o UHMWPE raramente, ou nunca, apresenta ruptura das amostras com carregamentos abaixo da sua resistência à tração, nem mesmo em solicitações cíclicas de deformações plásticas substanciais. Ao discorrer sobre a tentativa de obter curvas S-N sem a necessidade de obter a fratura da amostra Kurtz (2009) aponta que se pode considerar a presença de dano microscópico quando a amostra de UHMWPE atinge um valor crítico de deformação plástica de 12%.

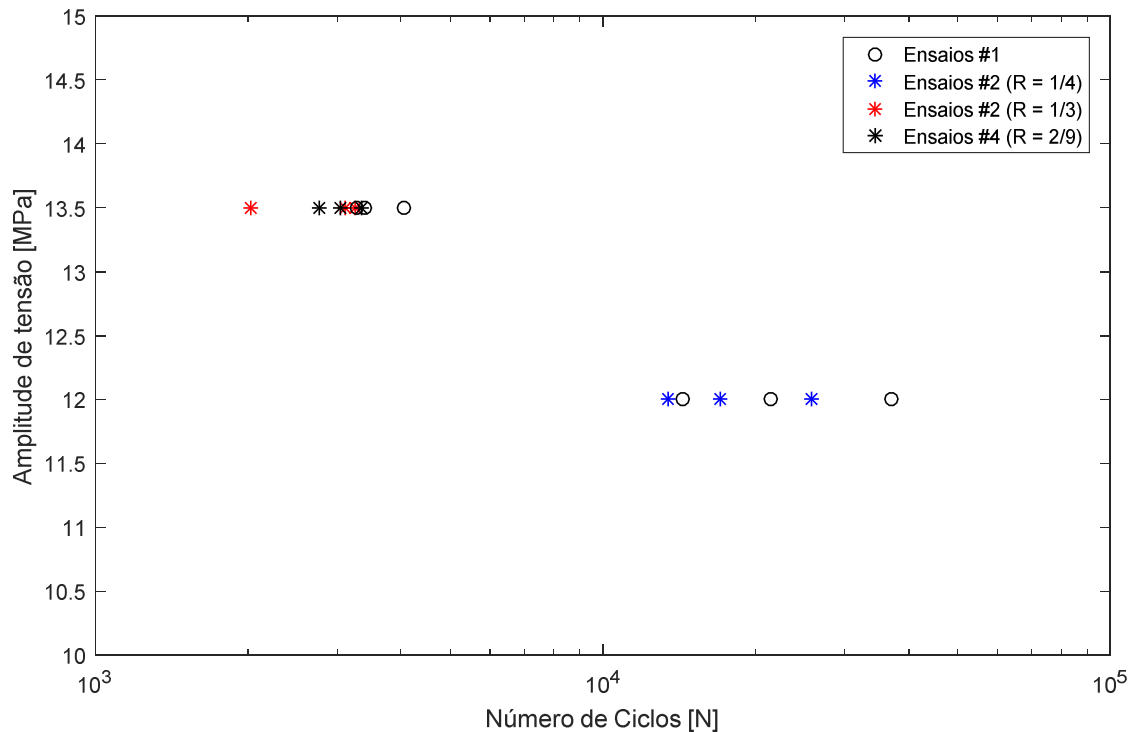


Figura 4.46 – Curva S-N para critério de falha alternativo (12% de deformação).

Os valores dos coeficientes das funções utilizadas nos ajustes (Equação 3.3), para o caso de diferentes níveis de σ_a com $\sigma_{mín} = cte.$ são apresentados de forma gráfica na Figura 4.47. Para o caso de diferentes níveis de σ_m com $\sigma_a = cte$ estes valores são graficamente representados na Figura 4.48.

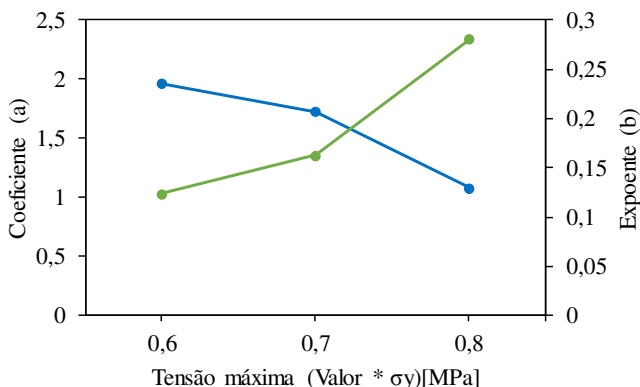


Figura 4.47 – Curva dos coeficientes para o conjunto #1 de ensaios.

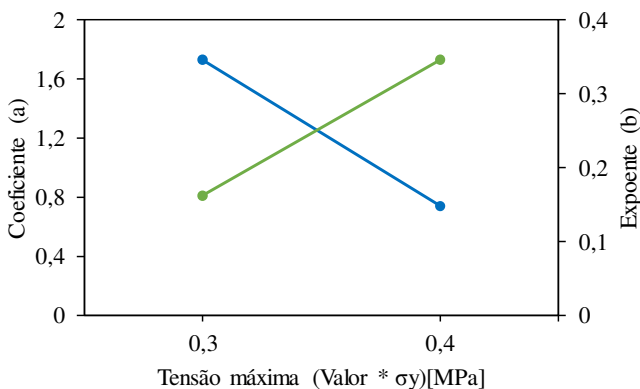


Figura 4.48 – Curva dos coeficientes para o conjunto #2 de ensaios.

Os coeficientes para as condições ($R=1/9$ e $1/3$), assim como a curva de coeficientes para o conjunto de ensaios #4, não foram incluídos nos gráficos, pois as curvas de ajuste apresentam um comportamento transiente em uma grande faixa de tempo (vide Figura 4.49).

Supõe-se que na região transiente as cadeias estão se alinhando e o material não exibe uma resposta uniforme à excitação. Quando as cadeias se alinham o material passa a responder de maneira uniforme, caracterizando um comportamento em regime permanente. Ou seja, se a amplitude de sollicitação é baixa, não há grande perturbação nas cadeias, fazendo com que o tempo para o material entrar em regime permanente seja relativamente menor. Por outro lado, o material necessitará de mais tempo para se acomodar se submetido a uma maior amplitude sollicitação.

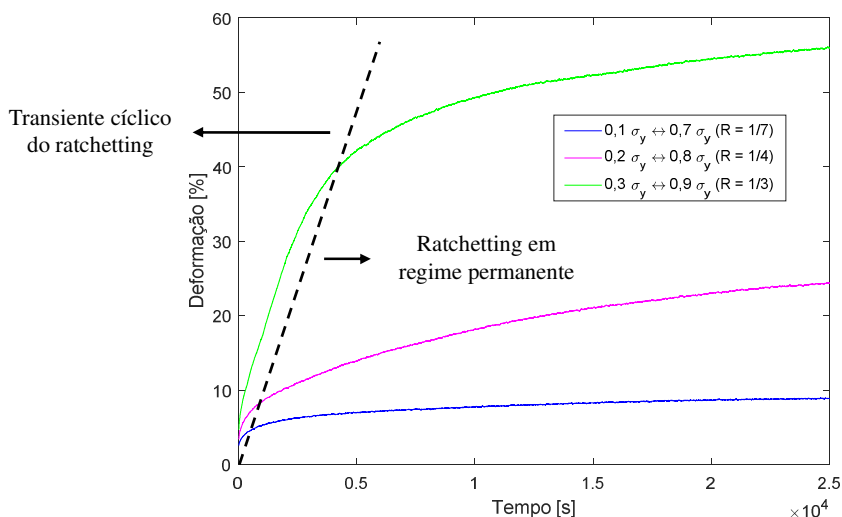


Figura 4.49 – Curva tempo-deformação ($R = 1/7$ ensaios #2).

Os valores das derivadas das funções ajustadas (Figuras 4.3, 4.5, 4.7, 4.11, 4.15, 4.17, 4.21, 4.25, 4.27, 4.29, 4.36, 4.39 e 4.42) no ponto $2,5 \times 10^4$ segundos (Tabela 4.1), fornecem o coeficiente angular das retas tangentes a estas funções em um ponto muito próximo do fim dos ensaios cíclicos, mostrando que há uma tendência de aumento de crescimento da deformação, tal como visto em Liu *et al.* (2008). A Figura 4.50, exibe a curva de um ensaio com um tempo de duração, uma ordem de grandeza acima do tempo estipulado, no critério de parada e corrobora a avaliação realizada, via derivadas, que aponta um aumento de deformação.

Tabela 4.1– Derivadas das funções de ajuste em $2,5 \times 10^4$ s.

Ensaio	Configuração de ensaio	Derivada da função x 10^{-4}
#1	R =1/6 à 5Hz	0,34
	R =1/7 à 5Hz	0,58
	R =1/8 à 5Hz	2,09
	R =1/9 à 5Hz	1,44
#2	R =1/7 à 5Hz	0,58
	R =1/4 à 5Hz	1,10
	R =1/3 à 5Hz	3,05
#3	R =1/7 à 5Hz	0,58
	R =1/7 à 4Hz	0,55
	R =1/7 à 3Hz	0,49
#4	R =1/9 à 5Hz	1,44
	R =2/9 à 5Hz	1,93
	R =1/3 à 5Hz	3,05

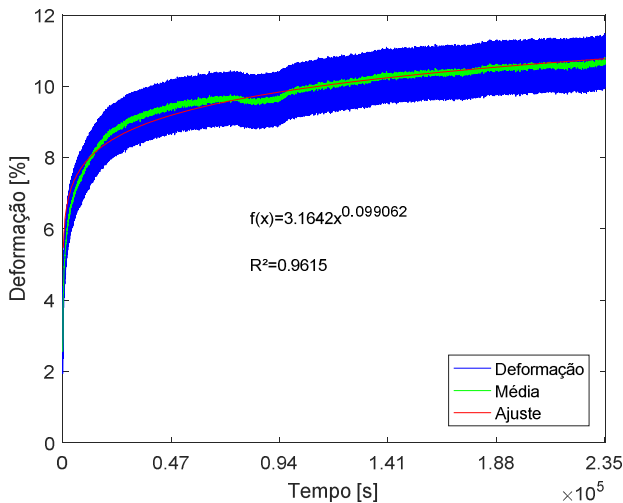


Figura 4.50 – Curva tempo-deformação (R = 1/7 ensaios #1) equivalente à $1,175 \times 10^6$ ciclos.

5 CONCLUSÕES

Na presente pesquisa, executou-se a avaliação do comportamento cíclico do UHMWPE sob diferentes níveis de carregamentos flutuantes com valores positivos de razão de tensões (R) em temperatura controlada de 37°C e com variação de frequências. A metodologia desenvolvida, incluindo geometria do corpo de prova, dispositivo de corte, garras de fixação, dispositivo de alinhamento de eixo e transdutor de deslocamento, mostrou-se apropriada para obtenção de resultados para os ensaios monotônicos e para ensaios cíclicos no UHMWPE. Com relação à confecção da geometria proposta, conclui-se que há a necessidade de desenvolver um processo automatizado, pois despende-se muito tempo para a extração da geometria proposta e acabamento superficial pelo processo manual, visto que as dimensões finais são rigorosamente controladas.

Foram realizados ensaios em 37 corpos de prova e obtidas curvas características do material, sendo 3 corpos de prova para cada condição de carregamento, para avaliar a variabilidade obtida da metodologia proposta. Conclui-se que os resultados obtidos, entre corpos de prova sob condições de ensaio equivalentes, não apresentaram grande dispersão.

Dos ensaios monotônicos, realizados nas temperaturas de 23°C e 37°C sob diferentes taxas de deformação para comparação e avaliação do UHMWPE, conclui-se que há grande dependência do comportamento mecânico do UHMWPE em relação à taxa de deformação, assim como em relação à temperatura em que o ensaio é realizado.

Dos resultados oriundos dos ensaios cíclicos, notou-se o fenômeno de fluência cíclica, para a faixa de dados analisados, em todas as configurações de ensaios. Conclui-se que há uma forte dependência do fenômeno de *ratchetting* com relação aos níveis de carga e à frequência em que se realizam os ensaios.

Com relação à perda de rigidez observadas nos laços de histerese no 105100º ciclo, faz-se necessária a verificação do mecanismo envolvido, podendo ser térmico ou por acúmulo de dano.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros propõem-se:

- Avaliação das propriedades em outras temperaturas.
- Avaliação das propriedades com os corpos de prova submersos em meio líquido.
- Avaliação das propriedades com valores de tensão negativos.
- Avaliar o efeito de concentração de tensões (K_t) na fadiga.
- Discutir os resultados em modelos de σ -N e ε -N.
- Avaliar o efeito de concentração de tensões (K_t) em fadiga de baixo ciclo, alto ciclo e giga ciclo.

REFERÊNCIAS

- ANSARI, F.; GLUDOVATZ, B.; KOZAK, A.; RITCHIE, R. O.; PRUITT, L. A. Notch fatigue of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) used in total joint replacements. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 60, p. 267–279, 2016.
- ASTM D638-14. Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics.
- ASTM D7791-12. Standard Test Method for Uniaxial Fatigue Properties of Plastics.
- ASTM E606/E606M-12. Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing.
- BERNARDINI, P. A. N., Apostila: Análise de Falha. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2015.
- CALLISTER JR., W. D.; Ciência e Engenharia de Materiais, Uma Introdução. 7ª Edição, Reimpressão Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CANEVAROLO JR., S. V. Ciência dos Polímeros - Um texto básico para tecnólogos e engenheiros. Segunda ed. São Paulo: Artliber Editora Ltda., 2006.
- CHEN, K.; KANG, G.; LU, F.; JIANG, H. Uniaxial cyclic deformation and internal heat production of ultra-high molecular weight polyethylene. *Journal of Polymer Research*, v. 22, n. 11, 2015.
- CHEN, K.; KANG, G.; LU, F.; XU, J.; JIANG, H. Temperature-dependent uniaxial ratchetting of ultra-high molecular weight polyethylene. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, p. 1–11, 2016.
- COMPAN, A. L. M. *Estudo da acomodação elástica (Shakedown) em materiais com encruamento cinemático limitado*. 2003. 63f. Dissertação (Mestrado em Ciências), Universidade Federal de Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2003.
- CONSTABLE, I.; WILLIAMS, J. G.; BURNS, D. J. Fatigue and Cyclic Thermal Softening of Thermoplastics. *Journal Mechanical Engineering Science*, v. 12, n. 1, p. 1–10, 1970.
- COUTINHO, F. M. B.; MELLO, I. L.; SANTA MARIA, L. C. DE. Polietileno: Principais Tipos, Propriedades e Aplicações. *Polímeros*, v. 13, n. 1, p. 1–13, 2003.

CRAWFORD, R. J.; BENHAM, P. P. Cyclic stress fatigue and thermal softening failure of a thermoplastic. *Journal of Materials Science*, v. 9, n. 1, p. 12–28, 1974.

CROOP, B.; LOBO, H. Mechanical and Visco-Elastic Properties of UHMWPE for In-Vivo Product Development. Ithaca, NY, USA, *European Medical Polymers Conference*, 2010.

DAO, K. C.; DICKEN, D. J. Fatigue failure mechanisms in polymers. *Polymer Engineering and Science*, v. 27, n. 4, p. 271–276, 1987.

DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue. Fourth Edition. [s.l.] Pearson Education Limited, 2013.

EDIDIN, A. A. “Development and Application of the Small Punch Test to UHMWPE”. In: KURTZ, S. M. *UHMWPE Biomaterials Handbook*. San Diego: Elsevier, 2009. p. 485-496.

FERREIRA, F. C. M. *Comportamento sob abrasão em polietileno de Ultra-alto peso molecular (UHMWPE) irradiado*. 2007. 137f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais), Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2007.

FOUVRY, S.; KAPSA, PH.; VICENT, L. An elastic-plastic shakedown analysis of fretting wear. *Wear*, v. 247, n. 1, p. 41–54, 2001.

FURMANSKI, J.; KRAAY, M. J.; RIMNAC, C. M. Crack Initiation in Retrieved Cross-Linked Highly Cross-Linked Ultrahigh-Molecular-Weight Polyethylene Acetabular Liners. *The Journal of Arthroplasty*, v. 26, n. 5, p. 796–801, 2011.

GENCUR, S. J.; RIMNAC, C. M.; KURTZ, S. M. Fatigue crack propagation resistance of virgin and highly crosslinked, thermally treated ultra-high molecular weight polyethylene. *Biomaterials*, v. 27, p. 1550–1557, 2006.

GOMAA, S. T.; LEISINGER, S. Testing and Modeling the Nonlinear Behavior of Uhmwpe Used in Orthopaedic Implants. *Conference Proceedings of the Annual Meeting of the American Soc.*, p. 7, 2010.

HASSAN, T.; ÇOLAK, O. U.; CLAYTON, P. M. Uniaxial Strain and Stress-Controlled Cyclic Responses of Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene: Experiments and Model Simulations. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 133, n. 2, p. 21010, 2011.

HEITZER, M.; STAAT, M.; REINERS, F.; SCHUBERT, F. Shakedown and ratchetting under tension-torsion loadings: analysis and experiments. *Nuclear Engineering and Design*, v. 225, n. 1, p. 11–26, 2003.

ISO 37:2011, Rubber, vulcanized or thermoplastic – Determination of tensile stress-strain properties.

KULTURAL, S. E.; ERYUREK, I. B. Fatigue behavior of calcium carbonate filled polypropylene under high frequency loading. *Materials and Design*, v. 28, n. 3, p. 816–823, 2007.

KURTZ, S.; VILLARRAGA, M. L.; HERR, M. P.; BERGSTRÖM, J. S.; RIMNAC, C. M.; EDIDIN, A. A. Thermomechanical behavior of virgin and highly crosslinked ultra-high molecular weight polyethylene used in total joint replacements. *Biomaterials*, v. 23, p. 3681–3697, 2002.

LIU, W.; GAO, Z.; YUE, Z. Steady ratcheting strains accumulation in varying temperature fatigue tests of PMMA. *Materials Science and Engineering A*, v. 492, n. 1–2, p. 102–109, 2008.

LU, F.; KANG, G.; JIANG, H.; ZHANG, J.; LIU, Y. Experimental studies on the uniaxial ratchetting of polycarbonate polymer at different temperatures. *Polymer Testing*, v. 39, p. 92–100, 2014.

LU, F.; KANG, G.; ZHU, Y.; XI, C.; JIANG, H. Experimental observation on multiaxial ratchetting of polycarbonate polymer at room temperature. *Polymer Testing*, v. 50, p. 135–144, 2016.

MARK, H. F. *Encyclopedia of Polymer Science and Technology*. v. 6, pp. 197–251, Third Edition. New York: John Wiley & Sons Inc., 2004.

MEDEIROS JR., W. B. *Avaliação Numérica e Experimental do Desgaste de Próteses de Quadril Metal-Polietileno*. 2016. 207f. Tese (Doutorado em Eng^a Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2016.

MEDEL, F. J.; FURMANSKI, J. “Fatigue and Fracture of UHMWPE”. In: KURTZ, S. M. *UHMWPE Biomaterials Handbook*. San Diego: Elsevier, 2009. p. 451–472.

MEDEL, F. J.; PEÑA, P.; CEGOÑINO, J.; GÓMEZ-BARRENA, E.; PUÉRTOLAS, J. A. Comparative fatigue behavior and toughness of remelted and annealed highly crosslinked polyethylenes. *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*, v. 83B, n. 2, p. 380–390, nov. 2007.

MILLER, A. T.; SAFRANSKI, D. L.; SMITH, K. E.; GULDBERG, R. E.; GALL, K. Compressive cyclic ratcheting and fatigue of synthetic, soft biomedical polymers in solution. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 54, p. 268–282, 2016.

NIELSEN, L.; LANDEL, R. Mechanical properties of polymers and composites. Second, Re ed. New York: Marcel Dekker, inc, 1994.

PADILHA, A. F. MATERIAIS DE ENGENHARIA. Curitiba: Hemus, 2000.

PAN, D.; KANG, G.; ZHU, Z.; LIU, Y. Experimental study on uniaxial time-dependent ratcheting of a polyetherimide polymer. *Journal of Zhejiang University SCIENCE A*, v. 11, n. 10, p. 804–810, 2010.

PEACOCK, A. Handbook of Polyethylene: Structures: Properties, and Applications. New York: Marcel Dekker, inc., 2000.

POSPULA, W. Total Hip Replacement: Past, Present and Future. *Kwait Medical Journal*, 36, p. 250-255, 2004

RATNER, B. D. “A History of biomaterials”. In: RATNER, B. D.; HOFFMAN, A. S.; SCHOEN, F. J.; LEMONS, J. E. *Biomaterials Science An Introduction to Materials in Medicine*. 2nd Edition. San Diego: Elsevier Academic Press, 2004.

RIMNAC, C. M.; KURTZ, S. M. Ionizing radiation and orthopedic prostheses. *Beam Interactions with Materials & Atoms, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, B236, p. 30-37, 2005.

ROSA, E. da. Apostila: Análise de Resistência Mecânica de Peças e Componentes Estruturais. Grupo de Análise e Projeto Mecânico - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2002.

ROSA, E. da. Apostila: Introdução Ao Projeto de Componentes Plásticos. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2004.

ROSA, E. da; ROESLER C. R. M. Apostila: Curso de Extensometria. Universidade Federal de Santa Catarina, 2012.

RUBIN, I. Handbook of plastic materials and technology Edited by Irvin I. Rubin, New York: John Wiley & Sons Inc., 1990.

SANTOS JÚNIOR, A. A. Apostila: Elementos de Máquinas I. Faculdade de Engenharia Mecânica - Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2001.

SAUER, J. A.; RICHARDSON, G. C. Fatigue of polymers. *International Journal of Fracture*, v. 16, n. 6, p. 499–532, 1980.

SAUER, W. L.; WEAVER, K. D.; BEALS, N. B. Fatigue performance of ultra-high-molecular-weight polyethylene: Effect of gamma radiation sterilization. *Biomaterials*, v. 17, n. 20, p. 1929–1935, 1996.

SIMIS, K. S.; BISTOLFI, A.; BELLARE, A.; PRUITT, L. A. The combined effects of crosslinking and high crystallinity on the microstructural and mechanical properties of ultra high molecular weight polyethylene. *Biomaterials*, v. 27, n. 9, p. 1688–94, 2006.

SOBIERAJ, M. C.; MURPHY, J. E.; BRINKMAN, J. G.; KURTZ, S. M.; RIMNAC, C. M. Monotonic and fatigue behavior of five clinically relevant conventional and highly crosslinked UHMWPEs in the presence of stress concentrations. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, v. 28, p. 244–53, 2013.

SONNENHOHL, A. *Desenvolvimento e Implementação de Procedimentos Experimentais Para a Caracterização Mecânica de Polímeros Termoplásticos, Estudo de Caso: UHMWPE*. 2015. 127f. Dissertação (Mestrado em Eng^a Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2015.

SURESH, S. *Fatigue of Materials*. Second Edition. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

TAKEMORI, M. T. Polymer Fatigue. *Ann. Rev. Mater. Sci.*, v. 14, p. 171–204, 1984.

TAO, G.; XIA, Z. Ratcheting behavior of an epoxy polymer and its effect on fatigue life. *Polymer Testing*, v. 26, n. 4, p. 451–460, 2007.

VILLARRAGA, M. L.; EDIDIN, A. A.; HERR, M.; KURTZ, S. M. Multiaxial fatigue behavior of oxidized and unoxidized UHMWPE during cyclic small punch testing at body temperature. *ASTM Special Technical Publication*, v. 1, n. 1, p. 19, 2004.

WANG, L.; NIINOMI, M.; ENJITSU, T.; FUKUNAGA, K. Effect of Molecular Weight on Fatigue Characteristics of Ultra-High molecular Weight Polyethylene for Implant Material. *Materials Science Research International*, v. 6, n. 1, p. 35–40, 2000.

XI, C.; KANG, G.; LU, F.; ZHANG, J.; JIANG, H. An experimental study on uniaxial ratcheting of polycarbonate polymers with different molecular weights. *Materials and Design*, v. 67, p. 644–648, 2015.

APÊNDICE A

Um estudo foi realizado para minimizar o efeito de concentração de tensões na região de transição e o volume de material do corpo de prova, de modo a extrair o máximo de amostras do material disponível e maximizar a deformação na região útil de ensaio. Tal tarefa foi realizada em duas etapas: criação de um modelo computacional no *software* Ansys®, implementação de um algoritmo genético no *software* modeFRONTIER®.

MODELO

Utilizou-se uma geometria que possuisse todas as características dos corpos de prova estudados.

As condições de contorno utilizadas para o modelo são:

- Aplicação de um deslocamento prescrito de 0,1 mm de modo a esmagar as quatro faces do corpo de prova, como ilustrado na Figura A.1. Tal simplificação visa representar o contato entre a garra e o corpo de prova e serve para diminuir o custo computacional.

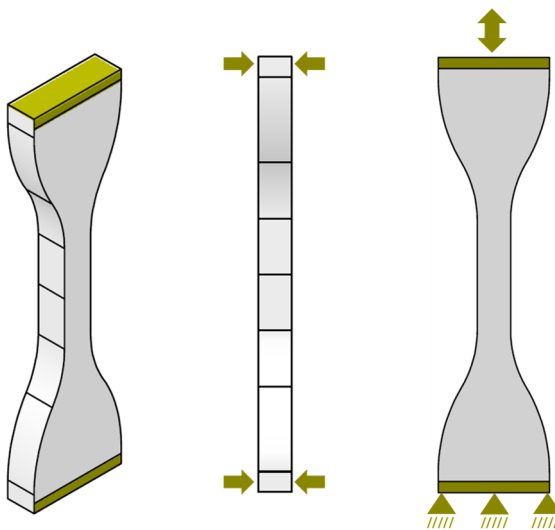


Figura A.1 – Condições de contorno utilizadas na análise.

- Utilização de um deslocamento nulo na região inferior do corpo de prova. Região engastada.
- Aplicação de um deslocamento prescrito na superfície superior do corpo de prova que parte do zero e linearmente oscila para 0,3 mm e -0,3 mm, conforme indicado na Figuras A.2.

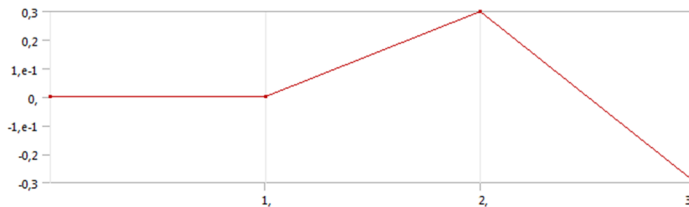


Figura A.2 – Etapas da análise para a otimização.

Para comparar os resultados de concentração de tensão entre a região de transição e o meio da região útil do CP, uma linha de referência foi criada no meio do mesmo, como ilustrado na Figura A.3.

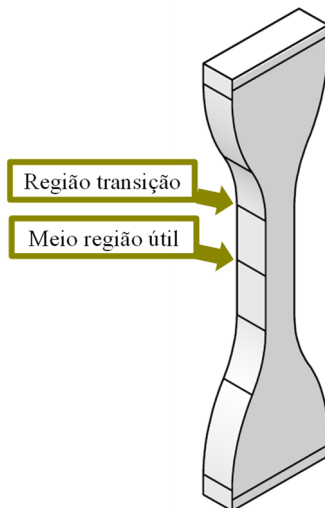


Figura A.3 – Regiões para comparação

Cinco variáveis de interesse foram definidas para esta análise e serão detalhadas posteriormente. Para o carregamento de tração obteve-

se a Tensão Máxima Principal tanto na região de transição quanto na região central e a deformação total na região útil. Esta última variável foi analisada somente na etapa de tração da simulação por ser mais crítica no coalescimento de defeitos. Adicionalmente, para a compressão, obteve-se a Tensão Mínima Principal para ambas as regiões citadas.

Duas variáveis foram criadas (Diferença Tração e Diferença Compressão) para serem utilizadas como parâmetro de saída na otimização. Ambas as variáveis são a diferença absoluta entre os valores de máxima tensão principal para a etapa de tração do ensaio e mínima tensão principal para a etapa compressiva, obtidos na região de transição e na região central do CP.

IMPLEMENTAÇÃO DA OTIMIZAÇÃO

Com o software comercial modeFRONTIER® uma otimização por algoritmos genéticos foi realizada para obter a geometria ideal do corpo de prova. A programação, geometria analisada e fluxo de trabalho estão ilustradas na Figura A.4 e o processo possui as seguintes características:

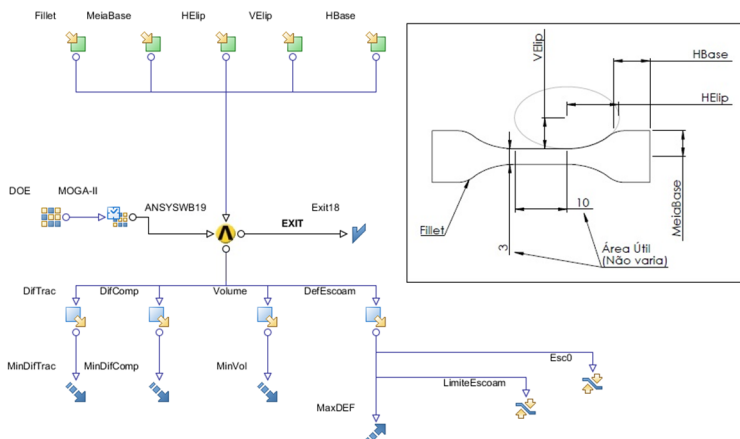


Figura A.4 – Fluxo de trabalho e definição das variáveis.

- Cinco variáveis de entrada, onde cada variável tem em média 10 valores diferentes.
- Quatro variáveis de saída, sendo duas criadas a partir de resultados entre o meio da região útil e a região de transição, já explicado no início do capítulo, e duas

variáveis diretamente importadas da análise no *software* Ansys® que correspondem ao volume e à deformação máxima principal na região útil do corpo de prova.

- Foi realizado um planejamento de experimentos - DOE (*design of experiments*) - onde foram gerados 100 indivíduos com características, aleatórias, baseadas nas variáveis de entrada.
- Um algoritmo de otimização (MOGA-II) com 50% de probabilidade de seleção (mantém metade da população inicial durante as gerações), 10% de probabilidade de mutação (10% dos indivíduos dessa geração tem sua característica trocada aleatoriamente, o que evita a estagnação em um mínimo local da função de otimização) e, por fim, 50% de probabilidade de *cross-over*, ou seja, metade dos cruzamentos entre os indivíduos da geração em estudo é feito com o indivíduo mais otimizado dessa geração. Como a análise engloba cinco gerações, foram estudados 500 indivíduos.

Quatro funções objetivo, três de minimização e uma de maximização.

Duas restrições, “Esc0 e LimiteEscoam”, na variável de saída. A restrição (Esc0) foi colocada por motivos de má geração de malha na região que simplifica o contato e a região arredondada. Em alguns casos há uma distância muito pequena em relação às suas arestas fazendo o elemento da malha ficar distorcido e impedindo a simulação. Portanto, essa restrição exclui do estudo estes indivíduos. Por outro lado, a restrição (LimiteEscoam) exclui os indivíduos que ultrapassarem a deformação de escoamento de 2%.

RESULTADOS E ANÁLISE

A Figura A.5 mostra a importância das variáveis de entrada sobre as variáveis de saída de acordo com a função objetivo de cada uma. Ou seja, ilustra graficamente a sensibilidade das variáveis de saída em relação às variáveis de entrada.

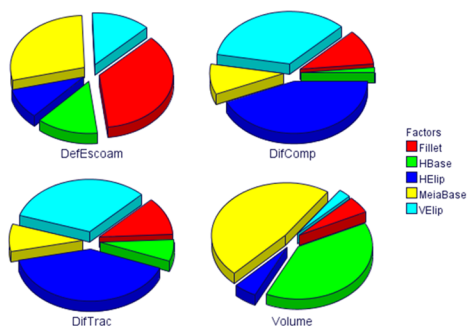


Figura A.5 – Influência das variáveis de entrada para cada variável de saída.

A Figura A.6 ilustra os resultados de distribuição estatística, de dispersão e de correlação entre as variáveis de saída. Para facilitar a interpretação, os dados foram inseridos em diferentes gráficos bidimensionais em um arranjo matricial, onde as variáveis dos eixos de cada gráfico estão localizadas na primeira linha e na primeira coluna desta matriz.

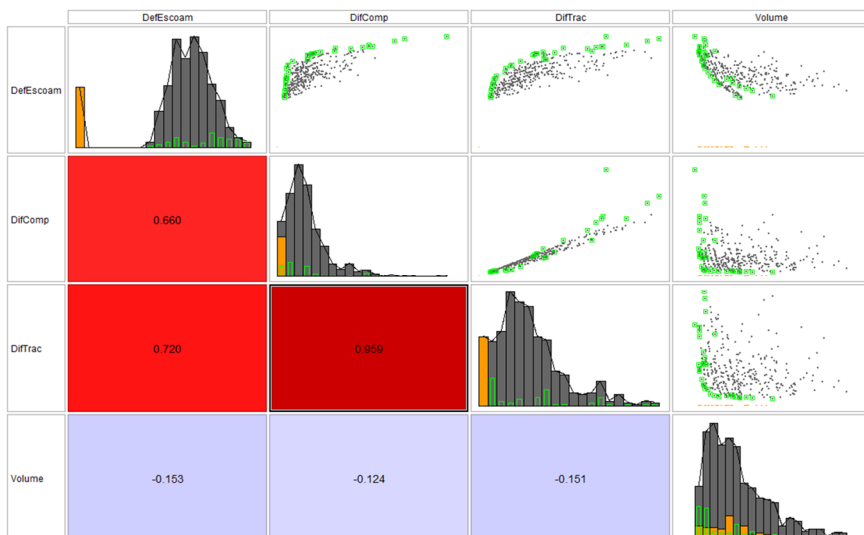


Figura A.6 – Coeficientes de Pearson de correlação cruzada e o gráfico de dispersão correspondente.

Os gráficos localizados na diagonal principal desta matriz correspondem à uma distribuição estatística das variáveis de saída estudadas.

Os resultados dispostos na parte superior à diagonal principal são gráficos de dispersão entre variáveis de saída distintas. Nos gráficos de dispersão são mostrados os indivíduos denominados factíveis (representados pelos quadrados na cor cinza). Os indivíduos factíveis são todos os modelos analisados que não foram penalizados pelas restrições. Entre os indivíduos factíveis temos os indivíduos otimizados (representados pelos quadrados de cores cinza e verde). Estes indivíduos são aqueles modelos analisados que obtiveram um resultado melhor, segundo as funções objetivo do estudo, em relação aos demais modelos. As melhores características, ou variáveis de entrada, destes indivíduos são transmitidas para a próxima geração.

Os indivíduos não-factíveis (representados pelo losango dourado) são os modelos analisados que foram penalizados por alguma das restrições do estudo. Estes indivíduos são eliminados do estudo e, portanto, suas características não serão transmitidas para próxima geração.

APÊNDICE B

Um estudo foi realizado para analisar a superfícies das amostras após os ensaios. A análise foi feita no LCME (Laboratório Central de Microscopia Eletrônica) no equipamento JEOL JSM-6390LV *Scanning Electron Microscope*. Para a análise foram utilizados os seguintes parâmetros. ACCEL_VOLT 10; WD 32; SPOT_SIZE 42; 5 kV.

As amostras foram analisadas após a realização dos ensaios cíclicos. Apenas os carregamentos mais severos apresentaram trincas aparentes.

Para um melhor entendimento das regiões analisadas, imagens foram feitas segundo o esquema apresentado na Figura B.1

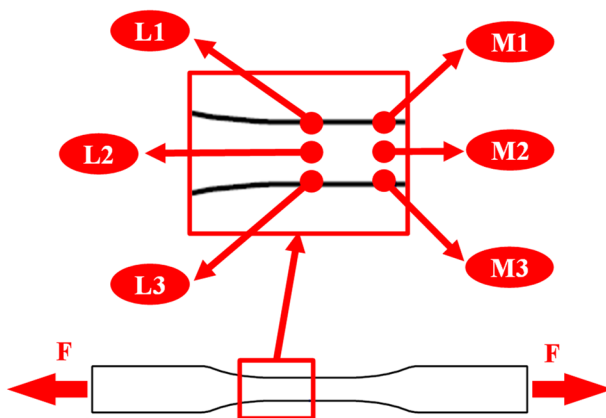
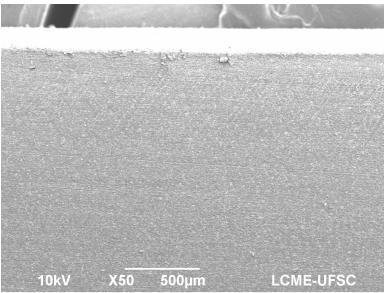


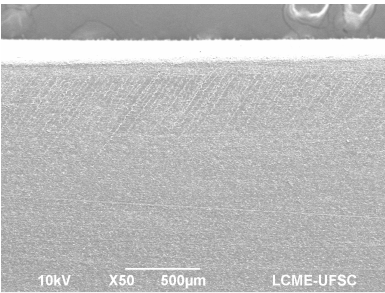
Figura B.1 – Mapeamento das imagens.

As Figuras B.2, B.3 e B.4 ilustram imagens a 50x, 500x e 1500x da amostra com $R = 1/4$ do conjunto#2.

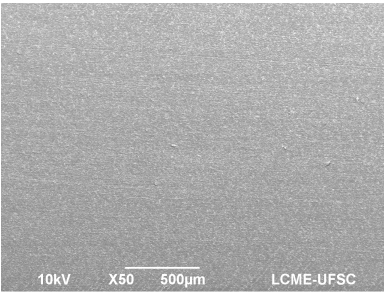
As Figuras B.5, B.6 e B.7 ilustram imagens a 50x, 500x e 1500x da amostra com $R = 1/3$ do conjunto#2.



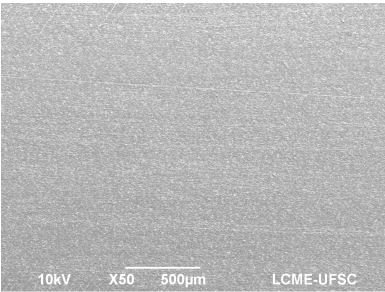
L1 50x



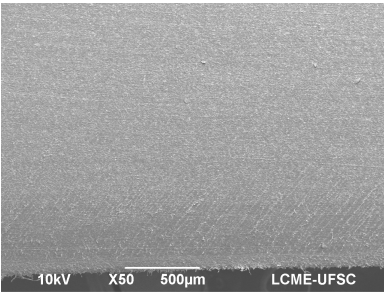
M1 50x



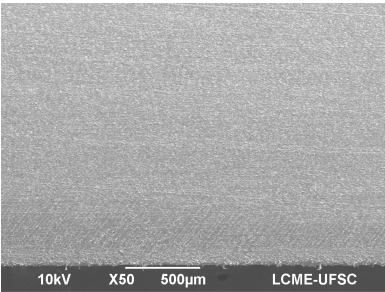
L2 50x



M2 50x



L3 50x



M3 50x

Figura B.2 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 50x.

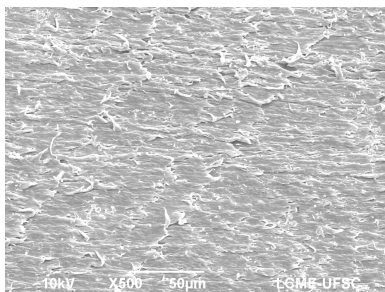
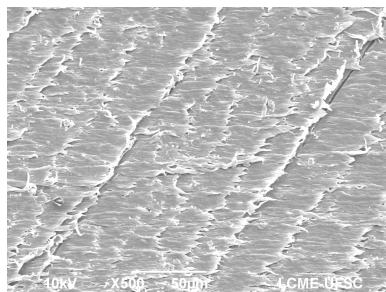
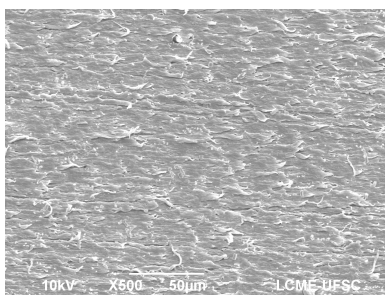
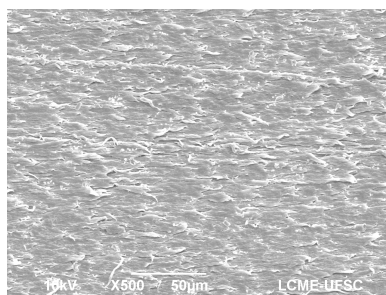
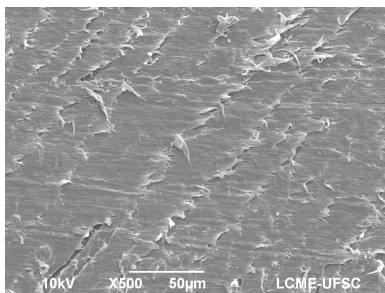
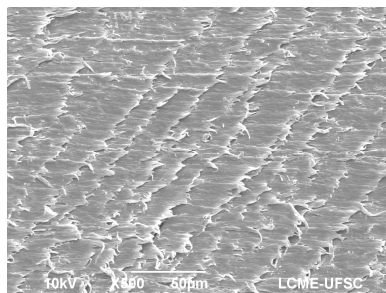
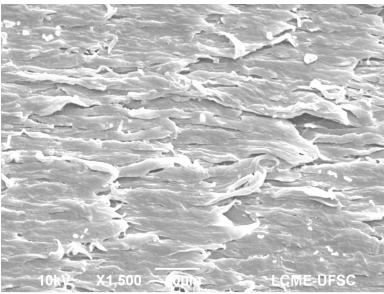
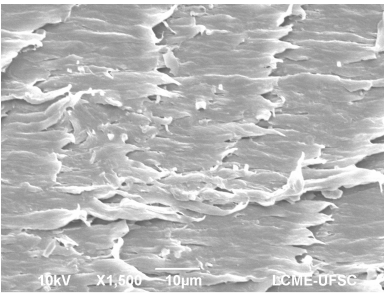
**L1 500x****M1 500x****L2 500x****M2 500x****L3 500x****M3 500x**

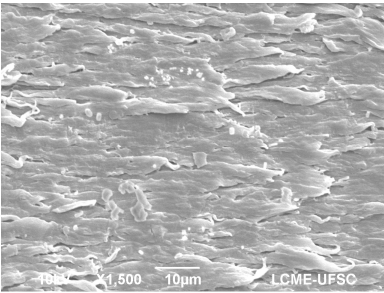
Figura B.3 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 500x.



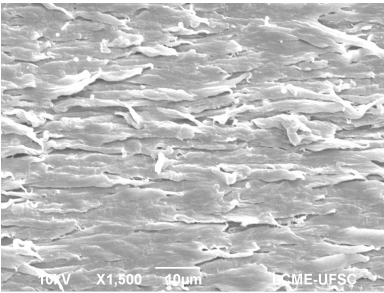
L1 1500x



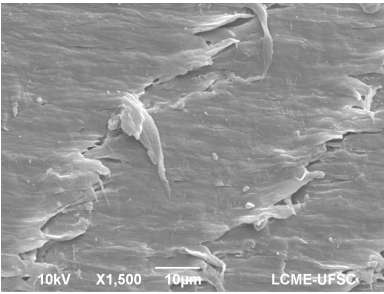
M1 1500x



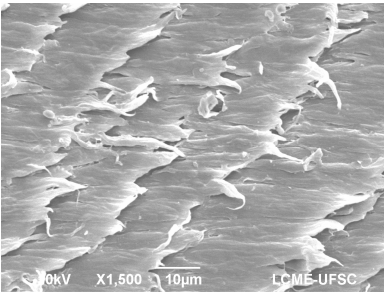
L2 1500x



M2 1500x

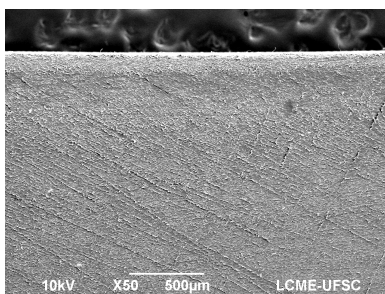


L3 1500x

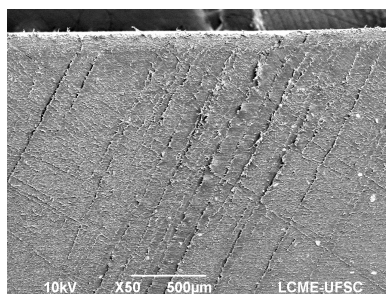


M3 1500x

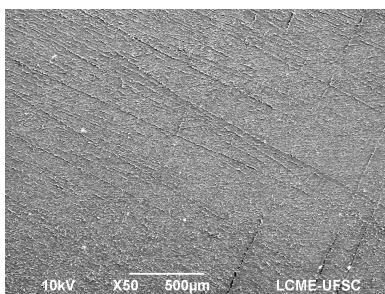
Figura B.4 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 1500x.



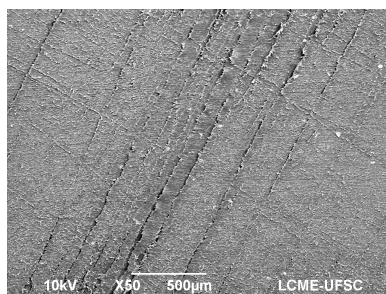
L1 50x



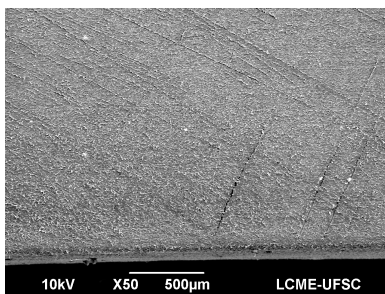
M1 50x



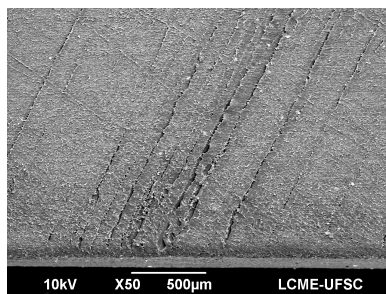
L2 50x



M2 50x

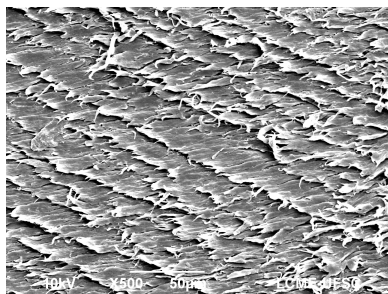


L3 50x

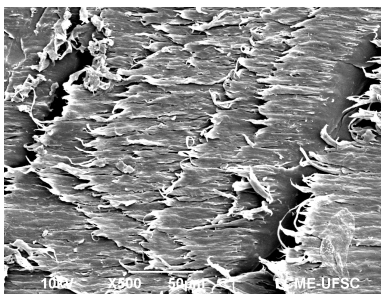


M3 50x

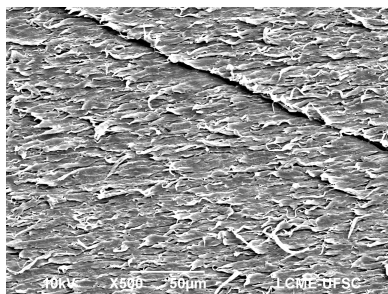
Figura B.5 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 50x.



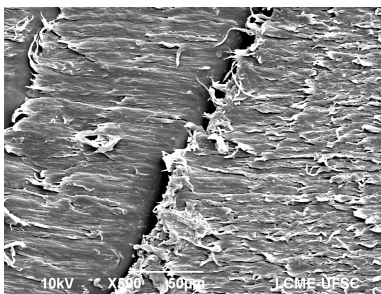
L1 500x



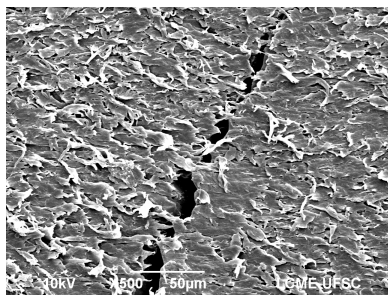
M1 500x



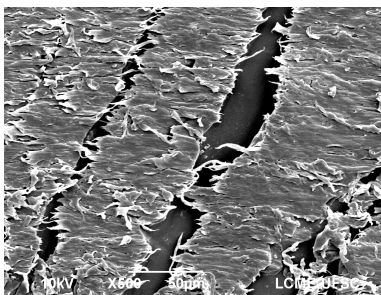
L2 500x



M2 500x

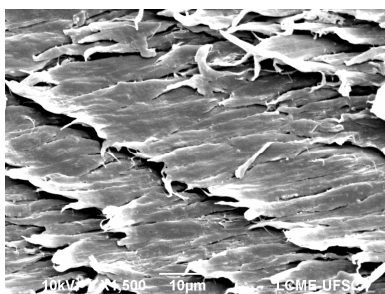


L3 500x

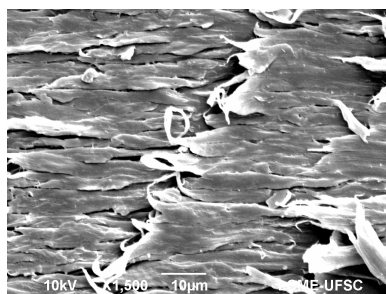


M3 500x

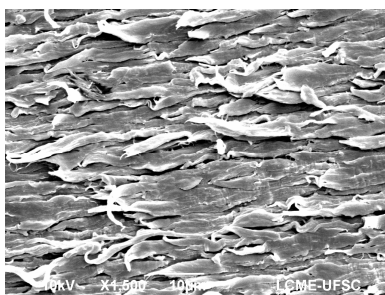
Figura B.6 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 500x.



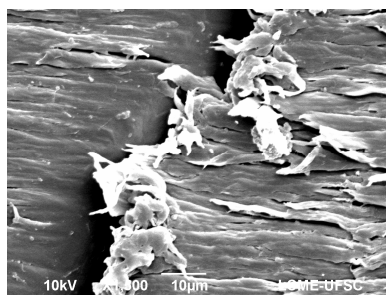
L1 1500x



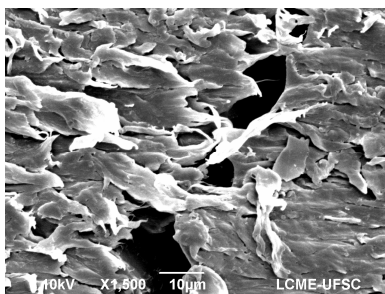
M1 1500x



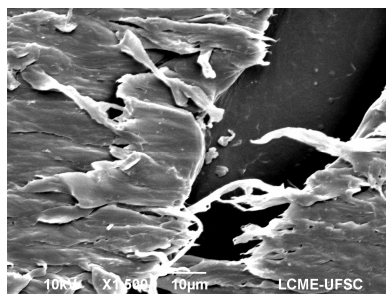
L2 1500x



M2 1500x



L3 1500x



M3 1500x

Figura B.7 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura do UHMWPE com ampliação de 1500x.

Observa-se com certa clareza nas Figuras B.4 e B.7 (aumento de 1500x) a orientação das fibras poliméricas na direção do eixo de aplicação de carga (CALLISTER, 2012).

Nas Figuras B.2, B.3 e B.4 observa-se a orientação das fibras na direção do eixo de aplicação. Porém, as cargas não são altas o suficiente para nuclear as trincas em toda a superfície da amostra, sendo que a ocorrência de trincas se dá predominante apenas na borda do corpo de prova.

Nas Figuras B.5, B.6 e B.7 também há orientação das fibras. Neste caso há nucleação de trincas aparentes em toda a superfície da amostra, devido às altas cargas aplicadas.

Nota-se que o surgimento de trincas ocorre na região útil do corpo de prova em um ângulo aproximado de 45° que é o ângulo preferencial de nucleação de trincas devido à máxima tensão de cisalhamento.

Observa-se na Figura B.8, 3 regiões. A região de fixação do transdutor de deslocamento no corpo de prova, a região de transição de geometria do corpo de prova e a região útil do corpo de prova. Da esquerda para a direita. Nota-se, além das observações já discutidas nas figuras anteriores, que ao se aproximar da região útil da amostra o número aparente de trincas aumenta.

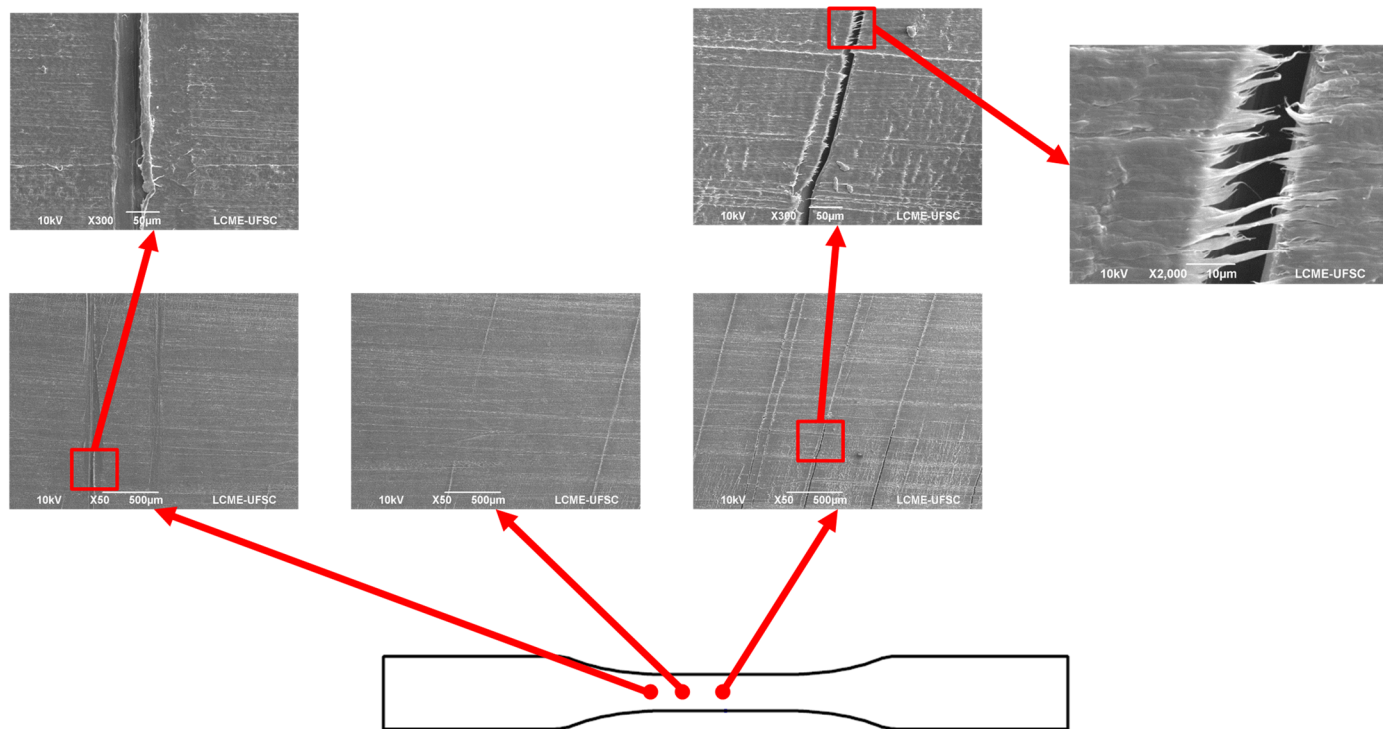


Figura B.8 – Trinca observada no MEV.

APÊNDICE C

Tentativas de dispositivos de ensaios foram idealizadas no decorrer do trabalho.

Um dispositivo de ensaio para o corpo de prova cilíndrico foi proposto para um ensaio de fadiga ($R=-1$), Figura C.1.

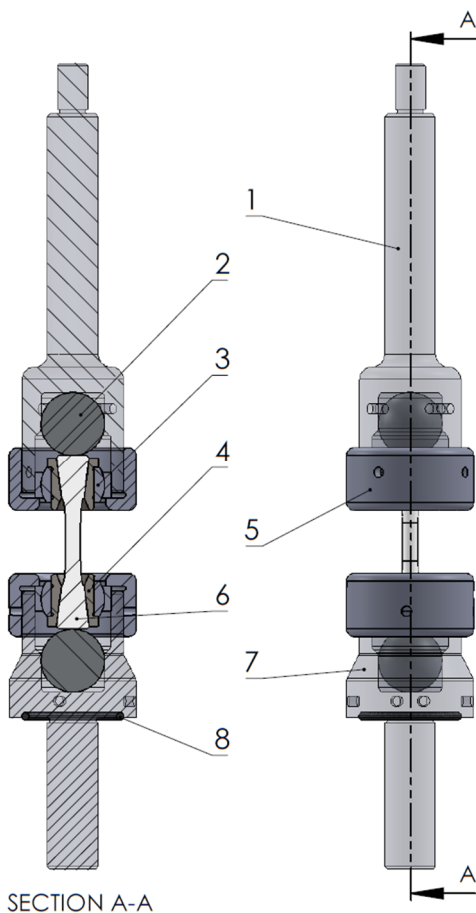


Figura C.1 – Influência das variáveis de entrada para cada variável de saída.

1. Câmara Superior: Possui um fuso compatível com a célula de carga para a fixação superior do dispositivo e uma extensão na geometria para a realização de ensaios em banho aquoso.

2. Esfera em Aço: Esfera comercial em Aço Cromo, modelo AISI E 52100 Ø 25 mm, utilizada para garantir a fixação do corpo de prova e possibilitar um ensaio, em meio aquoso, de fadiga Tração – Compressão.

3. Rótulas Esféricas: Rótula comercial, modelo GE 17 TXGR ou GE 17 C, utilizado para suportar a Pinça de Fixação e auxiliar no alinhamento do Corpo de Prova.

4. Pinças de Fixação: Peça intermediária entre o C.P. e a Rótula esférica. Possui extremidades de fixação interiores em formato cônico no mesmo ângulo da cabeça do Corpo de Prova. Modelo adaptado de Sonnenhohl (2015)

5. Tampa Câmara: Peça de fixação dos demais componentes nas respectivas câmaras.

6. Corpo de Prova: Geometria idealizada para garantir menor concentração de tensão e um acoplamento com o mínimo escorregamento.

7. Câmara Inferior: Possui fuso compatível com a base fixa da máquina de ensaio e uma extensão na geometria para permitir o acoplamento do banho.

8. O-ring: Anel O-ring comercial Série 3-918 utilizado para a vedação entre o banho e a câmara inferior.

Devido à impossibilidade construtiva de se obter corpos de prova cilíndricos, optou-se pelo uso de amostras de seção retangular.

O uso dessas novas geometrias originou a proposta de novos dispositivos de fixação, ilustrados pela Figura C.2, entre o corpo de prova e a garra da máquina de ensaios. Esses dispositivos foram idealizados para evitar o deslizamento da amostra durante os ensaios propostos.

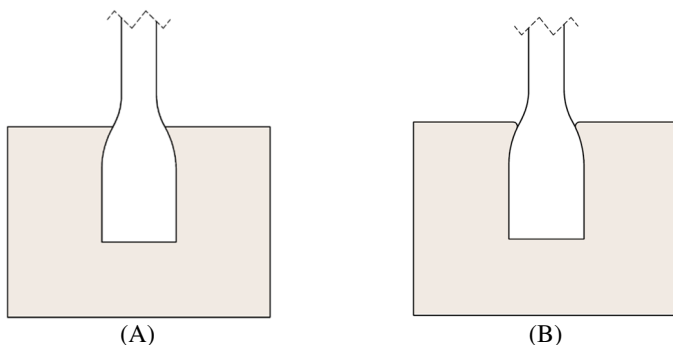


Figura C.2 – Dispositivos de fixação, exemplo ISO 37. (A) Modelo sem arredondamento da aresta. (B) Modelo com arredondamento da aresta.

Para a avaliação das geometrias e dispositivos de fixação propostos, foram realizadas análises via elementos finitos no software comercial Abaqus®.

A análise foi realizada em três passos com condições de contorno variáveis.

Na primeira etapa os modelos de garra foram submetidos à condição de restrição de movimento em Y e Z e posteriormente foi aplicado no mesmo um deslocamento prescrito, em X, normal à superfície, de -0,1 mm para cada garra até ocorrer contato com o dispositivo proposto, como ilustra a Figura C.3.

Após a etapa de esmagamento do corpo de prova, as garras inferiores foram engastadas (ilustrado pelo triângulo amarelo na Figura C.3) e as garras superiores foram submetidas à condição de restrição de movimento em X e Z e posteriormente aplicado um deslocamento em Y de +0,5mm.

Em seguida foram mantidas as condições de contorno da etapa anterior com deslocamento em Y no valor de -0,5mm, caracterizando a etapa de compressão da amostra.

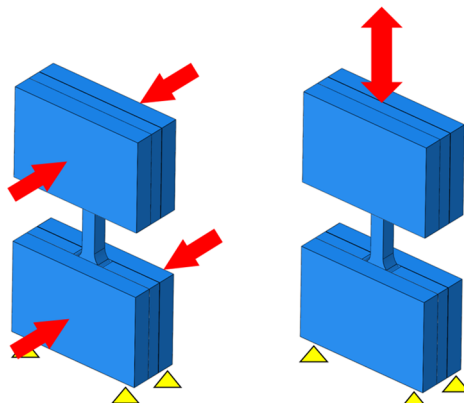
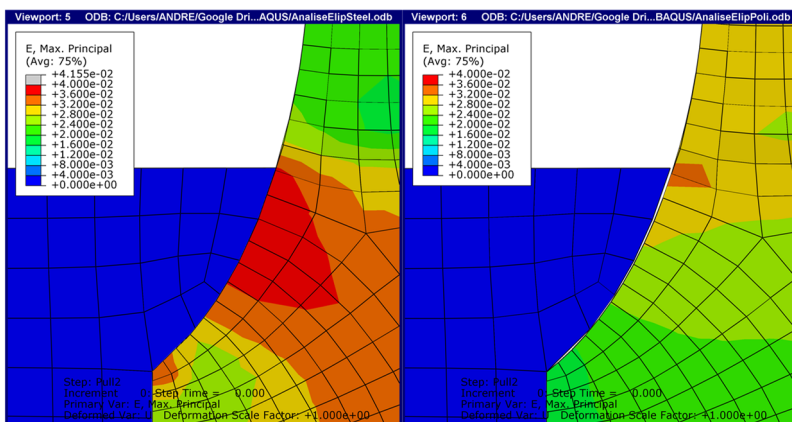


Figura C.3 – Condições de contorno utilizadas nas análises.

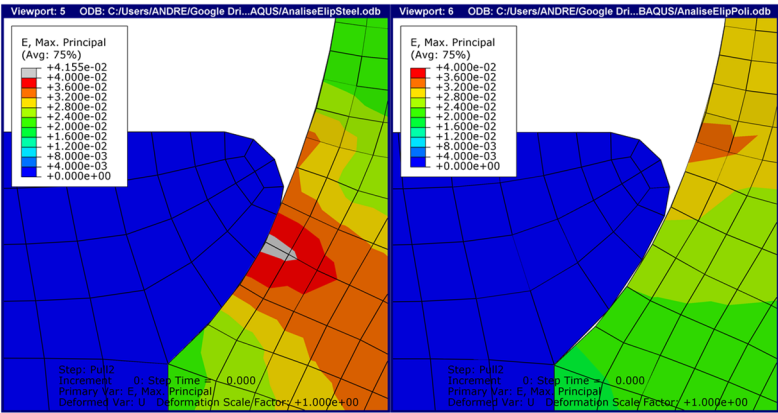
A verificação, qualitativa, de concentradores de tensão, ilustrada nas Figuras C.4, C.5 e C.6 à esquerda, ocorreu nos dois dispositivos propostos. Com isso, as mesmas análises foram realizadas variando apenas o material dos dispositivos. Como resultado, o efeito de concentração de tensão ainda foi significativo para os ensaios propostos, como pode ser visto nas Figuras C.4, C.5 e C.6 à direita, não se obtendo êxito quanto ao objetivo de homogeneizar as deformações na região útil do corpo de prova para evitar a falha na região próxima à região de fixação.



Garra de aço

Garra de UHMWPE

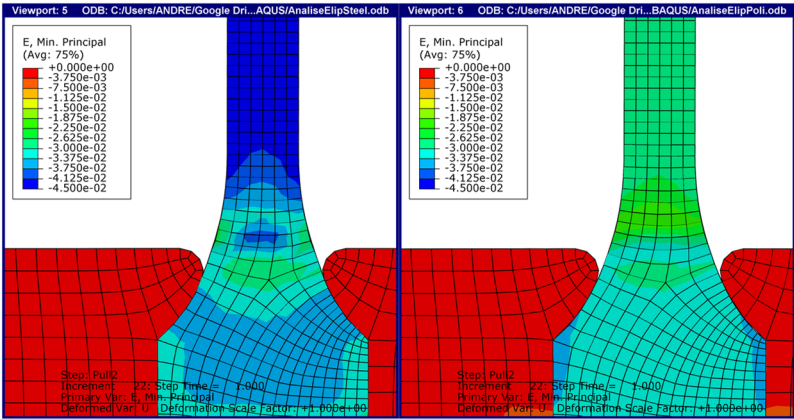
Figura C.4 – Máxima deformação principal no ensaio de tração, Garra sem arredondamento de aresta.



Garra de aço

Garra de UHMWPE

Figura C.5 – Máxima deformação principal no ensaio de tração, Garra sem arredondamento de aresta.



Garra de aço

Garra de UHMWPE

Figura C.6 – Mínima deformação principal no ensaio de compressão, Garra sem arredondamento de aresta.

Após a verificação do dispositivo de fixação e consequentemente sua reprovação, análises foram feitas nos corpos de prova apenas para avaliação de concentradores de tensão de suas respectivas geometrias.